



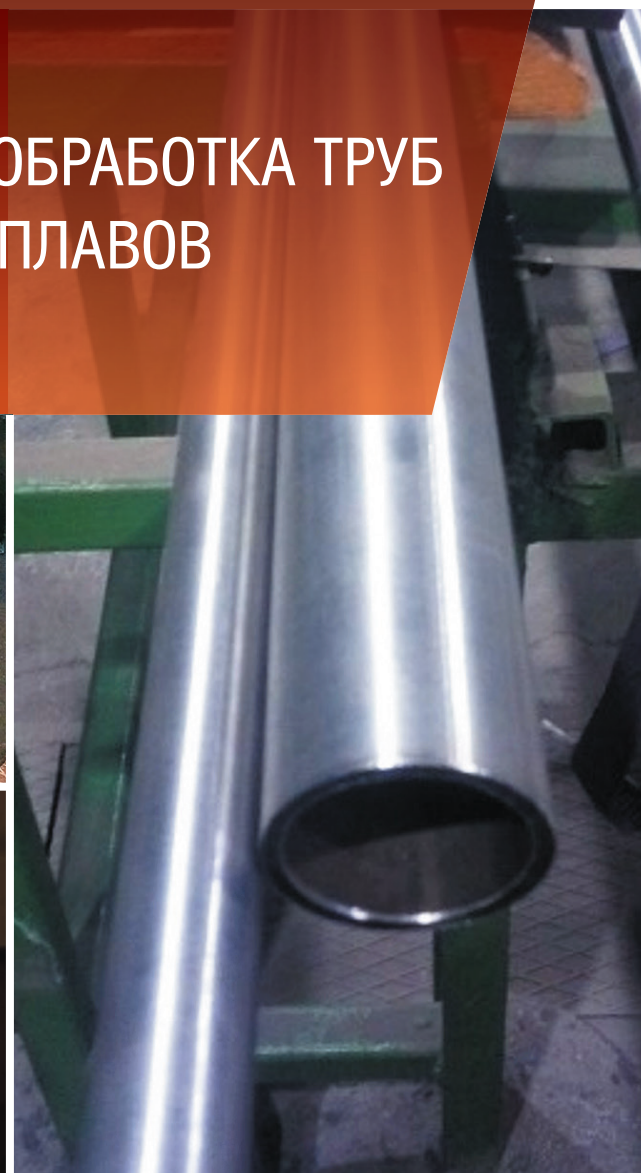
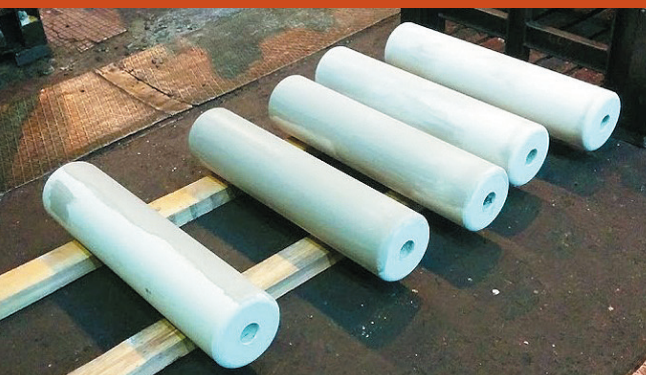
Уральский  
федеральный  
университет

имени первого Президента  
России Б.Н.Ельцина

**Институт новых материалов  
и технологий**

# ДЕФОРМАЦИЯ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ТРУБ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Учебное пособие





Министерство науки и высшего образования  
Российской Федерации  
Уральский федеральный университет  
имени первого Президента России Б. Н. Ельцина

---

# **ДЕФОРМАЦИЯ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ТРУБ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ**

---

Учебное пособие

Рекомендовано методическим советом  
Уральского федерального университета  
для студентов вуза, обучающихся  
по направлению подготовки  
22.04.01 — Материаловедение и технологии материалов

Екатеринбург  
Издательство УрФУ  
2019

УДК [621.774.3+621.78]:669.295(075.8)  
ББК 34.748.12я73+34.235.15я73+34.651я73  
Д39

*Авторы:*

А. Г. Илларионов, Я. И. Космацкий, Е. А. Горностаева, Ф. В. Водолазский

*Рецензенты:*

д-р физ.-мат. наук, проф. В. Г. Пушин (главный научный сотрудник Института физики металлов УрО РАН);

д-р техн. наук В. П. Леонов (заместитель генерального директора НИЦ «Курчатовский институт» — ЦНИИ КМ «Прометей»)

Научный редактор — д-р техн. наук, проф. И. Ю. Пышминцев

**Деформация и термическая обработка труб из титановых сплавов** : учебное пособие / А. Г. Илларионов, Я. И. Космацкий, Е. А. Горностаева, Ф. В. Водолазский ; Мин-во науки и высшего образования РФ, Урал. федерал. ун-т им. первого Президента России Б. Н. Ельцина. — Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2019. — 144 с.

ISBN 978-5-7996-2698-3

Подробно и доступно рассмотрены вопросы получения труб из титановых сплавов. Представлены необходимые данные о кристаллической структуре и физико-механических свойствах титана и его сплавов. Обращено внимание на изменение силовых параметров и эволюцию структуры в ходе горячей и холодной пластической деформации сплавов титана. Подробно описаны технологические особенности производства горячепрессованных и холоднокатаных титановых труб. Изложены общие сведения о термической обработке труб из титановых сплавов и влиянии ее режимов на структуру и механические свойства получаемых горячедеформированных и холоднокатаных полуфабрикатов.

Пособие предназначено для бакалавров и магистров высших учебных заведений.

Рис. 60. Табл. 14.

УДК [621.774.3+621.78]:669.295(075.8)  
ББК 34.748.12я73+34.235.15я73+34.651я73

ISBN 978-5-7996-2698-3

© Уральский федеральный  
университет, 2019



# Оглавление

---

<b>Предисловие .....</b>	<b>5</b>
<b>1. Общая характеристика титановых сплавов .....</b>	<b>8</b>
1.1. Кристаллическая структура и физические свойства титана .....	8
1.2. Примеси и легирующие элементы в титановых сплавах .....	19
1.3. Фазовые превращения титановых сплавов при закалке .....	20
1.4. Классификация титановых сплавов и их характеристики .....	24
1.4.1. $\alpha$ - и псевдо- $\alpha$ -сплавы .....	28
1.4.2. $(\alpha+\beta)$ -Сплавы .....	29
1.5. Основные факторы, влияющие на технологические свойства титана и его сплавов .....	30
Контрольные вопросы к главе 1 .....	35
<b>2. Горячая и холодная пластическая деформация .....</b>	<b>37</b>
2.1. Общие сведения о горячей пластической деформации .....	39
2.1.1. Определение сопротивления горячей пластической деформации .....	39
2.1.2. Определение температуры полного полиморфного превращения .....	44
2.1.3. Особенности формирования структуры титановых сплавов в процессе горячей пластической деформации .....	47
2.2. Общие сведения о холодной пластической деформации .....	58
2.2.1. Деформационная способность титановых сплавов в процессе холодной пластической деформации .....	58
2.2.2. Особенности формирования структуры титановых сплавов в процессе холодной пластической деформации .....	62
Контрольные вопросы к главе 2 .....	64

<b>3. Технологические особенности производства труб из титановых сплавов .....</b>	<b>66</b>
3.1. Процесс горячего прессования .....	66
3.1.1. Общие сведения о процессе прессования труб .....	67
3.1.1.1. Способы прессования .....	69
3.1.1.2. Инструмент для прессования.....	78
3.1.2. Температурно-скоростные режимы прессования труб из титановых сплавов .....	89
3.2. Процесс холодной прокатки труб .....	94
3.2.1. Общие сведения о процессе холодной прокатки труб...	95
3.2.2. Оборудование для холодной прокатки труб.....	100
Контрольные вопросы к главе 3 .....	105
<b>4. Термическая обработка труб из титановых сплавов .....</b>	<b>106</b>
4.1. Общие сведения о термической обработке труб из титановых сплавов .....	106
4.2. Влияние режимов термической обработки на механические свойства труб и других деформированных полуфабрикатов из титановых сплавов ...	120
4.2.1. Горячедеформированные трубы и полуфабрикаты .....	120
4.2.2. Холоднокатаные трубы и полуфабрикаты .....	126
Контрольные вопросы к главе 4 .....	135
<b>Заключение.....</b>	<b>137</b>
<b>Список библиографических ссылок.....</b>	<b>138</b>

## Предисловие

История становления и развития металлургии неразрывно связана со способами и процессами обработки металлов давлением, зарождение которых относится к появлению первых металлических изделий на земле. Наиболее ранним и важнейшим способом былаковка. Ее появление связано с периодом перехода человечества от каменного к бронзовому веку. К числу древнейших способов обработки металлов давлением относятся также штамповка и волочение металлов, получившие широкое распространение еще в рабовладельческий период. Эти первые способы обработки металлов давлением непрерывно совершенствовались.

Открытие титана, а точнее сказать, его диоксида ( $\text{TiO}_2$ ), относится к началу 90-х годов XVII века. Первый образец металлического титана получен в середине XVIII века. Титан не находил промышленного применения, пока в 1940 г. не был запатентован метод восстановления металлического титана (процесс В. Кролла), который до настоящего времени остается одним из основных в промышленном получении титана [1, с. 1].

Начиная с шестидесятых годов XX века в отечественной промышленности и науке проведен огромный комплекс работ, направленных на разработку технологий изготовления труб из титановых сплавов различного назначения, использование которых во многих отраслях промышленности обуславливается в первую очередь тем, что его прочность примерно равна прочности стали, при том что он почти вдвое легче.

Титановые сплавы являются одними из основных конструкционных материалов, применяемых для изготовления труб различного сортамента благодаря высокой удельной прочности, коррозионной стойкости во многих агрессивных средах, хорошей жаропрочности при средних температурах [2, с. 103–114]. Трубы из сплавов титана применяются

с 1970-х годов прежде всего в авиакосмической отрасли, для которой наиболее важна их более высокая удельная прочность по сравнению с другими металлическими материалами [3, с. 2227–2236]; [4, с. 21–32].

При производстве труб из сплавов на основе титана возникает ряд трудностей, связанных с тем, что технологические свойства титана существенно отличаются от аналогичных свойств сталей, алюминиевых сплавов и сплавов цветных металлов из-за присущих им особенностей кристаллической структуры, физических и химических свойств [5, с. 7]. Исходя из этого в первых трех разделах приводятся основные сведения о кристаллической структуре, физических, механических и технологических свойствах сплавов титана, применяемых для производства труб из титановых сплавов, а также технологические особенности производства труб из сплавов титана.

При производстве изделий из титановых сплавов термическая обработка является не только одной из завершающих технологических операций, но и служит промежуточной обработкой между деформациями. При этом важно контролировать режимы промежуточной термической обработки для получения требуемой структуры в конечном изделии. Режим завершающей термической обработки оказывает существенное влияние на механические свойства готовых изделий.

В начале XXI века повышается интерес со стороны промышленных предприятий России к освоению и совершенствованию производства труб из титановых сплавов. Производство труб из титана налажено в ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА», АО «Ступинская металлургическая компания», в последнее время к ним добавились АО «Чепецкий механический завод» и предприятия ПАО «ТМК», такие как АО «Волжский трубный завод» и ПАО «Синарский трубный завод» (ООО «ТМК-ИНОКС»).

Научными центрами, обладающими профессиональными компетенциями в области разработки технологических процессов изготовления труб из сплавов титана в России, являются НИЦ «Курчатовский институт» — ЦНИИ КМ «Прометей», ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ, ОАО «ВИЛС» и, безусловно, НТЦ перечисленных ранее производственных предприятий.

Все это, в свою очередь, повышает интерес работодателей к высококвалифицированным специалистам, владеющим основами производства труб из титановых сплавов. Таким образом, вопросы, рассмотренные в данном пособии, представляют большой интерес.

*Авторский коллектив благодарит ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА», в особенности М. О. Ледера, А. В. Полудина, Б. Г. Крохина и Ю. Е. Шашкову, руководителя дирекции по технологии ПАО «ТМК» В. Б. Восходова и ведущего научного сотрудника лаборатории волочения и прессования ОАО «РосНИТИ» Б. В. Баричко за предоставленную возможность и совместное участие в работе по освоению технологии производства труб из титанового сплава Ti-3Al-2.5V.*

# 1. Общая характеристика ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

---

## 1.1. Кристаллическая структура и физические свойства титана

---

**Х**имический элемент титан располагается в IV группе Периодической системы элементов вместе с цирконием и гафнием, имеет атомный номер 22 и атомную массу 47,90. Титан принадлежит к  $3d$ -переходным металлам. Его атом имеет кроме двух  $4s$ -электронов, два  $3d$ -электрона и может проявлять в соединениях валентность, равную II, III и IV. Валентность в металлическом соединении различна и зависит от давления и примесного элемента. Атомный радиус титана, по данным различных источников, составляет от 0,145 до 0,147 нм. Плотность чистого титана при комнатной температуре 4,505 г/см<sup>3</sup>. Температура плавления титана — 1668 °С (1941 К), температура кипения — 3169 °С.

Титан относится к металлам, обладающим полиморфизмом. При комнатной температуре и нормальном давлении титан имеет гексагональную плотноупакованную решетку ( $\alpha$ -титан) с периодами  $a = 0,2952$  нм,  $c = 0,4679$  нм с отношением  $c/a = 1,587$ , а при температуре выше 882,5 °С происходит переход к объемно-центрированной кубической (ОЦК) решетке ( $\beta$ -титан). Высокотемпературная  $\beta$ -фаза нестабильна, и зафиксировать ее при комнатной температуре для чистого титана не представляется возможным. Период ее решетки можно определить методом экстраполяции до комнатной температуры, период решетки  $\beta$ -титана составляет 0,328 нм. Температура превращения понижается с увеличением давления (рис. 1). При высоком давлении титан имеет еще одну модификацию с гексагональной решеткой ( $\omega$ -титан) с периодами  $a = 0,460$ ;  $c = 0,282$  нм. Особой точкой на диа-

грамме является тройная точка равновесия между  $\alpha$ -,  $\beta$ - и  $\omega$ -фазами. Она имеет следующие координаты: давление около 9,0 ГПа и температуру 667 °С. Образование  $\omega$ -фазы при повышении давления имеет характер изотермического мартенситного превращения. Скорость такого превращения зависит от многих факторов, и поэтому сведения о величине давления, необходимого для его реализации, различны (см. линии  $\alpha \leftrightarrow \omega$  превращения на рис. 1). Превращение  $\alpha \leftrightarrow \omega$  протекает с большим гистерезисом, и поэтому  $\omega$ -фаза сохраняется и после снятия высокого давления при температуре ниже 110 °С. При более высоких температурах она превращается в  $\alpha$ -фазу.

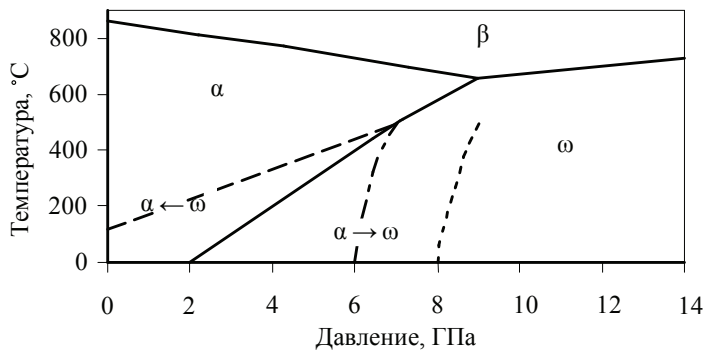


Рис. 1.  $t$ - $p$  диаграмма титана:

— — линия равновесия; — — — линия превращения  $\omega \rightarrow \alpha$ ;  
 - - - - линия превращения  $\alpha \rightarrow \omega$ ; - - - - - линия превращения  $\alpha \rightarrow \omega$

Периоды решетки фаз также зависят от температуры. Температурная зависимость изменения периодов решетки  $\alpha$ -фазы выражается уравнениями:

$$a_t = [1 + 9,928(t - 25) \cdot 10^{-6} - 0,626(t - 25)^2 \cdot 10^{-10}]; \quad (1)$$

$$c_t = c_0[1 + 11,079(t - 25) \cdot 10^{-6} + 9,698(t - 25)^2 \cdot 10^{-10}]. \quad (2)$$

Также влияние на периоды решетки фаз оказывают легирующие элементы. К основным легирующим элементам в титановых сплавах относятся алюминий, молибден, ванадий, хром, железо, марганец, кремний, цирконий и олово. Вводимые элементы изменяют температуру полиморфного превращения и фазовый состав. Элементы, которые стабилизируют  $\alpha$ -фазу, называются  $\alpha$ -стабилизаторами, другие элементы, которые стабилизируют  $\beta$ -фазу называются  $\beta$ -стабилизаторами. Более подробно их влияние будет рассмотрено в подглаве 1.2.

Существенное влияние на периоды решеток  $\alpha$ - и  $\beta$ -модификаций титана оказывают примеси. Периоды решетки  $\alpha$ -титана увеличиваются вследствие внедрения в октаэдрические поры азота, кислорода и углерода (рис. 2, *a*).

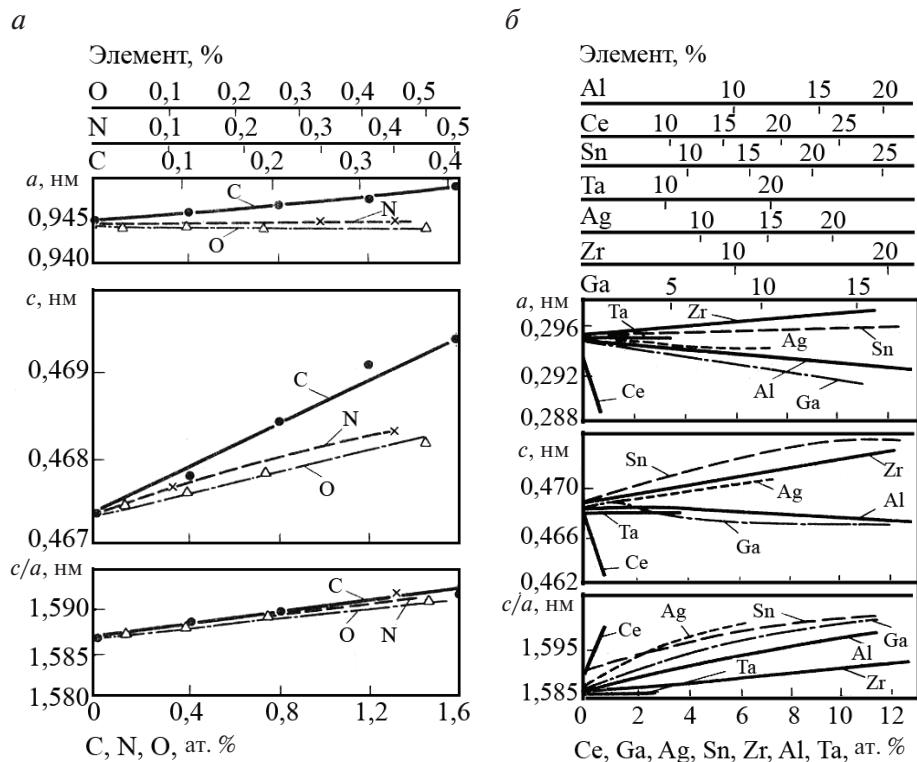


Рис. 2. Влияние элементов внедрения (*a*) и замещения (*b*) на периоды решетки  $\alpha$ -титана [6, с. 19]

Сильнее всего влияет углерод, который также сдвигает осевое соотношение  $c/a$  к максимальным размерам, резко увеличивая период  $c$ . Для  $\beta$ -титана эта тенденция сохраняется. Но, так как нелегированную  $\beta$ -фазу при комнатной температуре зафиксировать невозможно, конкретных данных о влиянии элементов внедрения на период решетки  $\beta$ -титана нет [6, с. 19–20].

Влияние элементов замещения на периоды решетки  $\alpha$ -титана более сложно (рис. 2, *b*). Оно определяется соотношением атомных радиусов (атомных объемов) легирующего элемента и титана в соответствии с правилом Вегарда [6, с. 20].



Атомные радиусы в нанометрах (нм) основных легирующих элементов в титановых сплавах приведены ниже:

Ti.....	0,145
Mo.....	0,140
V.....	0,136
Cr.....	0,128
Fe.....	0,127
Al.....	0,143
Zr.....	0,160
Sn.....	0,158
Nb.....	0,147
Mn.....	0,130

Алюминий, который является основным  $\alpha$ -стабилизатором, не влияет на период решетки по оси  $c$  при его содержании до 3 ат. %, а при большей концентрации — уменьшает. Период  $a$  монотонно уменьшается с увеличением алюминия в сплаве, а отношение  $c/a$  возрастает. При легировании оловом, галлием, серебром и индием отношение  $c/a$  также возрастает, а при легировании ванадием — уменьшается при слабом изменении периодов решетки. Тантал в небольших концентрациях практически не оказывает влияния на периоды  $c$  и  $a$ , а цирконий равномерно увеличивает оба параметра, незначительно изменяя отношение  $c/a$ .

Таким образом, большинство легирующих элементов увеличивают отношение  $c/a$  и тем самым препятствуют призматическому и пирамидальному скольжению дислокаций, снижают пластичность. Исключением является только ванадий, который несколько уменьшает  $c/a$  и повышает способность  $\alpha$ -фазы к пластической деформации.

Для  $\beta$ -титана сохраняется тот же принцип. Введение хрома, марганца, железа, ванадия и молибдена понижает период решетки, циркония и олова — увеличивает, а ниобия и тантала — практически не влияет на него (рис. 3) [6, с. 20].

В титановых сплавах часто возникает анизотропия свойств, которая связана с наличием текстуры. Процесс образования преимущественной ориентации напрямую связан с особенностями деформации. Так, например, в сплавах на основе титана при соотношении близком к  $c/a = 1,587$  скольжение происходит в направлении  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  в призматических  $\{10\bar{1}0\}$  и пирамидальных  $\{10\bar{1}1\}$ ,  $\{11\bar{2}1\}$  плоскостях. При повышении  $c/a$  возрастает роль базисного скольжения по плоскостям

{0001} (рис. 4). Более подробно вопросы образования текстуры в трубах будут рассмотрены в параграфе 2.2.2.

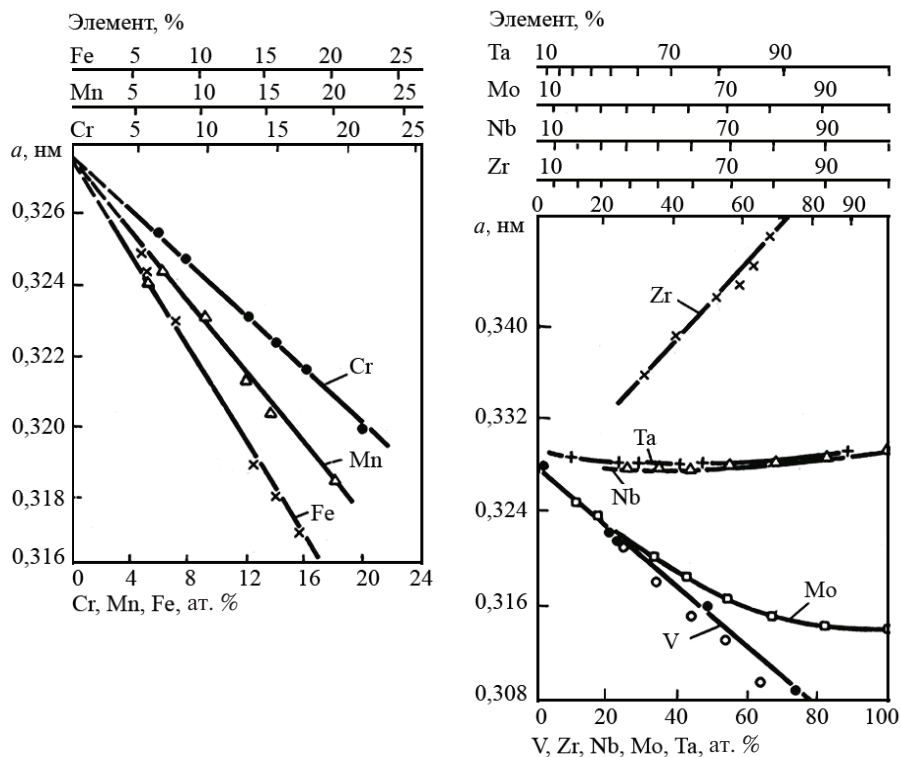


Рис. 3. Влияние элементов замещения на периоды решетки  $\beta$ -титана [6, с. 20]:

$a$  — Cr, Mn, Fe;  $b$  — V, Zr, Mo, Nb, Ta

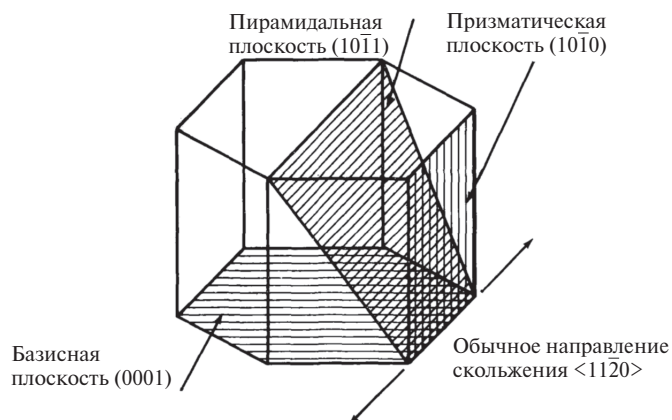


Рис. 4. Обычные системы скольжения в сплавах на основе титана

Теплопроводность титана  $\lambda$  невысока по сравнению с соответствующими параметрами других металлов. При комнатной температуре она составляет 21,9 Вт/(м·К). Легирование титана атомами замещения понижает теплопроводность. Температурная зависимость теплопроводности представлена на рис. 5. Для чистого титана при 20 °С и ниже на кривых наблюдается максимум. По мере приближения к интервалу температур от 450 до 500 °С теплопроводность титана технической чистоты и иодидного титана сначала понижается, а затем возрастает. Для сплавов в области положительных температур всегда наблюдается возрастание теплопроводности. Изменение теплопроводности в зависимости от температуры и легирования обусловлено различным вкладом электронной и фононной доли теплопроводности.

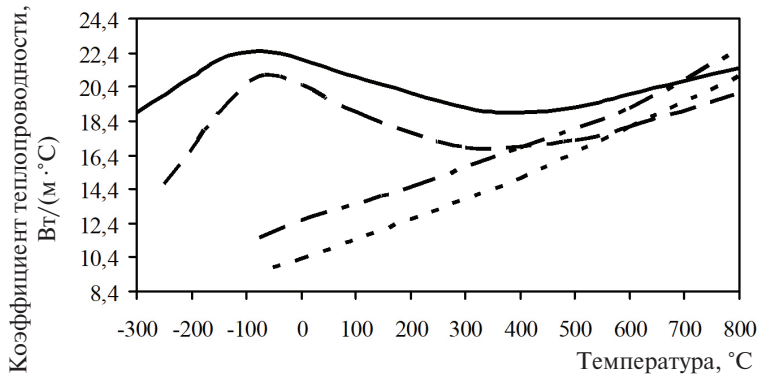


Рис. 5. Температурная зависимость теплопроводности титана  $\lambda$  и его сплавов:  
 — — — титан технической чистоты; — — — иодидный титан; — — — Ti-5Al-2,5Sn;  
 - - - - - Ti-6Al-4V

Тепловое расширение титана  $\alpha_t$ , как и других гексагональных кристаллов, зависит от направления. По этой причине коэффициенты линейного термического расширения (КЛТР) зависят от обработки, термообработки и образующейся текстуры. Показано в многочисленных исследованиях, что КЛТР больше в направлении оси  $c$ , чем в направлении оси  $a$ . Различия составляют от 10 до 20 %. Для оценочных расчетов значения КЛТР обычно принимают равными  $(9,2...9,7) \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ . Примеси сравнительно мало изменяют КЛТР, который существенно зависит от легирования. Так, алюминий, ванадий и хром повышают значение КЛТР, тантал при содержании до 6 % — не влияет, а молибден и рений снижают его. Однако у большинства однофазных сплавов

различие в значениях КЛТР не превышает величины его изменения, обусловленного текстурой. Существенно большее влияние оказывает распад метастабильных твердых растворов. При определенных условиях величина  $\alpha_f$  может стать даже отрицательной.

В районе температур  $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения обнаруживается один и тот же коэффициент расширения как для  $\alpha$ -, так и для  $\beta$ -фазы.

Уменьшение объема, связанное с переходом  $\alpha$ -фазы в  $\beta$ -фазу, по данным различных авторов, составляет от 0,15 до 0,30 %.

Значения коэффициента расширения, определенного по температурной зависимости периодов решетки, чаще всего превышают значения коэффициента, определенного прямыми измерениями.

Удельная теплоемкость титана при комнатной температуре равна 521 Дж/(кг·К), что существенно меньше, чем у других легких сплавов. Температурная зависимость удельной теплоемкости титана и некоторых его сплавов представлена на рис. 6.

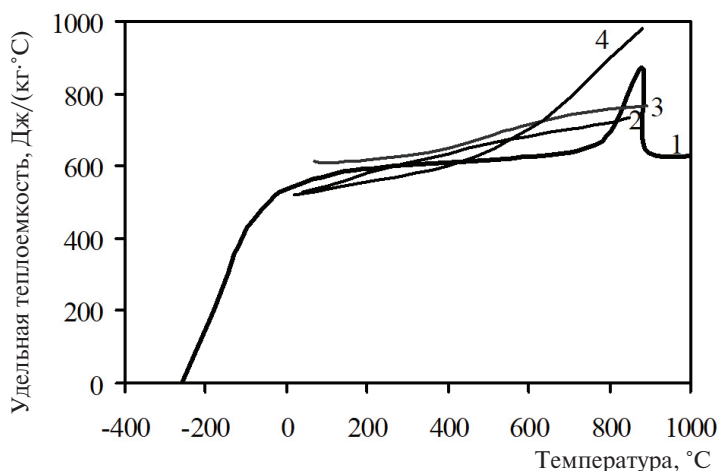


Рис. 6. Температурная зависимость удельной теплоемкости титана и некоторых его сплавов:

1 — Ti-0,15O; 2 — Ti-5Al-2,5Sn; 3 — Ti-4Al-4Mn; 4 — Ti-6Al-4V

Йодидный титан при комнатной температуре обладает высокими пластическими свойствами при сравнительно низкой прочности ( $\sigma_B = 220...260$  МПа;  $\sigma_{0,2} = 100...125$  МПа;  $\delta = 50...70\%$ ;  $\psi = 60...90\%$ ;  $HB = 1250...1350$  МПа;  $KCU = 2,5$  МДж/м<sup>2</sup>). Высокая пластичность титана по сравнению с другими металлами с гексагональной плотноупакованной решеткой обусловлена меньшим по сравнению со стан-

дартным отношением осей  $c/a = 1,587$ . Сближение плоскостей базиса в плотноупакованной структуре возможно только при увеличении расстояния между атомами в этих плоскостях и, как следствие этого, скольжение дислокаций при деформации осуществляется по призматическим, пирамидальным и базисным плоскостям.

Технический титан обладает большей прочностью по сравнению с йодидным из-за большего количества примесей. В зависимости от содержания примесей его прочность меняется от 300 до 600 МПа, а пластичность (относительное удлинение) — от 25 до 15 %. Наиболее сильное упрочняющее влияние на титан оказывают азот, затем кислород и углерод. В пределах, допускаемых техническими условиями на сплавы, их действие можно считать аддитивным. Для суммарной оценки влияния примесей вводится кислородный эквивалент, рассчитываемый по формуле

$$K = 0,66(\%C) + 2(\%N) + 1(\%O). \quad (3)$$

Температура испытания значительно влияет на механические свойства. Так, например, для титана технической чистоты при понижении температуры испытаний до жидкого водорода (20 К) прочность возрастает до 1260 МПа, а относительное удлинение при этом также возрастает до 35–37 %. Причем рост пластичности при криогенных температурах тем более заметен, чем чище металл по примесям внедрения. При повышенных температурах испытания прочность технически чистого титана резко уменьшается, достигая 200 МПа при 250 °С.

Предел выносливости может колебаться в довольно широких пределах 0,45–0,85 в зависимости от временного сопротивления, содержания примесей, состояния поверхности образцов, исходной обработки и т. д. С повышением чистоты металла по элементам внедрения, ухудшением качества поверхности предел выносливости понижается.

Основными величинами, характеризующими упругость поликристаллов, являются:  $E$  — модуль нормальной упругости (модуль Юнга);  $G$  — модуль сдвига;  $D$  — модуль всестороннего сжатия (или объемной упругости);  $\mu$  — коэффициент Пуассона.

Модули между собой связаны соотношением

$$E = \frac{9DG}{3D + G}, \quad (4)$$

а коэффициент Пуассона, который характеризует отношение поперечного сжатия к продольному растяжению, определяют как

$$\mu = \frac{3D - 2G}{2(3D + G)}, \quad (5)$$

тогда с учетом формулы (5) модуль сдвига  $G$  и модуль всестороннего сжатия  $D$  можно определить по формулам

$$G = \frac{E}{2(\mu + 1)}; \quad D = \frac{E}{3(1 - 2\mu)}. \quad (6)$$

Так как для большинства металлов  $\mu$  составляет 0,3, то  $G \approx E/2,7$ , а  $D \approx E$ .

Три указанных модуля ( $E$ ,  $G$ ,  $D$ ) характеризуют пропорциональность между напряжением и упругой деформацией соответственно при растяжении, сдвиге и всестороннем сжатии, что является следствием элементарного закона Гука для деформаций в упругой области.

Для металлов модули упругости — это структурно малочувствительные свойства. Например, размер зерна почти не влияет на них, а сильная холодная деформация лишь немного (на 1 %) снижает модули, что связывается с влиянием остаточных микронапряжений, возникающих при наклепе. Однако если в результате деформации будет формироваться текстура, то модули могут существенно изменяться из-за увеличившейся анизотропности деформированного металла. Рекристаллизация при нагреве после деформации также связана с образованием определенных текстур и заметно изменяет модули. Значения модуля упругости  $E$  титана при комнатной температуре в зависимости от ориентации кристаллитов и чистоты сплава могут находиться в диапазоне от 104 до 148 ГПа. У текстурированных образцов в направлении прокатки значение модуля минимально.

Действительно, анизотропный характер гексагональной кристаллической структуры  $\alpha$ -фазы оказывает существенное влияние на пластические свойства титана и его сплавов. Изменение модуля упругости  $E$  чистого монокристалла  $\alpha$ -титана при комнатной температуре в зависимости от угла  $\gamma$  между осью  $c$  элементарной ячейки и направлением оси напряжений, представлено на рис. 7. Из рисунка видно, что модуль упругости изменяется между 145 ГПа (ось напряжений параллельна оси  $c$ ) и 100 ГПа (ось напряжений перпендикулярна оси  $c$ ). Аналогичные сильные изменения наблюдаются у модуля сдвига  $G$  монокристал-

лов в пределах от 46 до 34 ГПа для напряжения сдвига, приложенного вдоль направления типа  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  в плоскостях (0002) или  $\{10\bar{1}0\}$ .

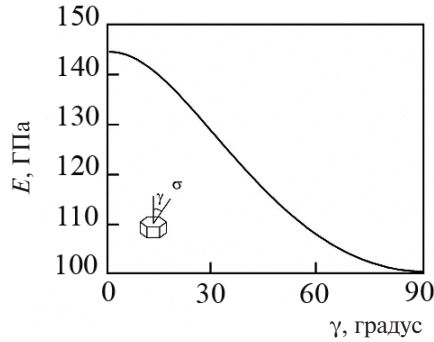


Рис. 7. Модуль упругости  $E$  монокристалла  $\alpha$ -титана в зависимости от его ориентации относительно приложенного напряжения

С повышением температуры модули упругости  $E$  и сдвига  $G$  уменьшаются почти линейно, как показано на рис. 8 для поликристаллического безтекстурного  $\alpha$ -титана. Это может быть обусловлено тем, что модуль упругости  $E$  снижается с 115 ГПа при комнатной температуре до 58 ГПа при температуре, соответствующей  $\beta/(\beta+\alpha)$ -линии, тогда как модуль сдвига  $G$  понижается с 42 до 20 ГПа в пределах того же температурного интервала.

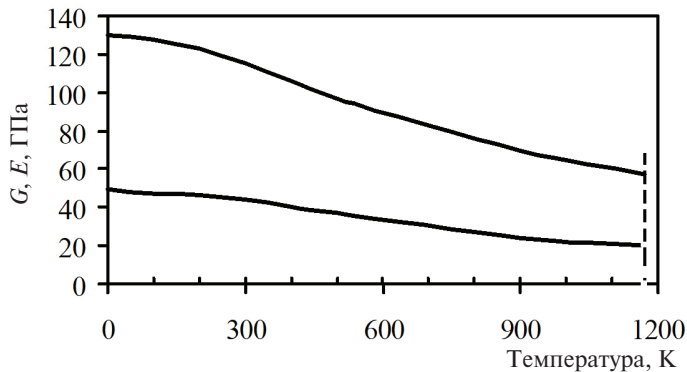


Рис. 8. Температурная зависимость модуля упругости  $E$  и модуля сдвига  $G$   $\alpha$ -титана:

— — — линия превращения  $\alpha \rightarrow \beta$

Такие элементы внедрения, как кислород и азот, повышают величину модуля. Еще в большей степени модуль возрастает при выделении фаз внедрения боридов, карбидов и силицидов. В табл. 1 представлено влияние этих элементов на модуль упругости титана.

Таблица 1

Влияние легирования на модуль упругости  $E$   $\alpha$ -титана

Легирующий элемент	Содержание элемента, мас. %	Динамический модуль $E$ , МПа, при температуре, °С		
		20–25	260	400
О	0,03	115 000	77 000	88 500
	0,40	118 000	102 000	—
	0,59	120 000	103 000	—
N	0,33	118 500	103 000	93 000
	0,48	116 000	99 000	88 500
	0,73	117 000	100 000	90 000
C	0,40	124 000	107 000	98 500
	0,66	127 000	110 000	101 000
	2,69	143 500	120 000	119 000
B	0,48	126 000	110 000	100 500
	0,96	133 000	116 000	107 000
	1,36	142 000	125 000	116 000
Si	0,56	116 000	100 000	90 600
	0,96	117 000	101 000	92 000
	1,55	122 000	106 000	97 000

Алюминий повышает модуль упругости. Добавка 1 % алюминия вызывает прирост модуля на 1400 МПа. Олово и цирконий в нелегированном титане понижают его значение. Добавка гафния свыше 20 % повышает модуль  $E$ .

У титановых сплавов с  $\beta$ -стабилизаторами в равновесном состоянии модуль упругости меньше, чем у нелегированного титана, и он в большей степени определяется структурой и обработкой сплавов. Выделение вторых фаз и (или) образование предвыделений для сплавов на основе  $\beta$ -твердого раствора повышает модуль упругости. В условиях образования мартенсита зависимость модуля нормальной упругости от состава сплавов, легированных  $\beta$ -эвтектонидными элементами, обычно более слабая, чем для сплавов с  $\beta$ -изоморфными стабилизаторами.



Температурный коэффициент изменения модуля  $E/t$  зависит от содержания легирующих элементов: в интервале температур от 20 до 720 °C для чистого титана он равен 7,0; для сплава ПТ-3В (Ti-3Al-2,5V) — 5,3.

## 1.2. Примеси и легирующие элементы в титановых сплавах

К стабильным фазам в титановых сплавах относят твердые растворы на основе  $\alpha$ - и  $\beta$ -модификаций, гидриды, интерметаллиды и другие промежуточные фазы.

Твердые растворы могут быть растворами внедрения и замещения в зависимости от того, какими элементами они образованы. Кислород, азот, углерод и водород образуют с титаном твердые растворы внедрения, а атомы других элементов — растворы замещения.

К основным легирующим элементам в титановых сплавах относятся алюминий, молибден, ванадий, хром, железо, марганец, кремний, цирконий и олово. Вводимые элементы изменяют температуру полиморфного превращения и, следовательно, фазовый состав. По своему влиянию на полиморфизм титана их можно разделить на три группы:

*1-я группа* —  $\alpha$ -стабилизаторы (элементы, повышающие стабильность  $\alpha$ -фазы), расширяющие область ее существования и повышающие температуру полиморфного превращения (Al, O, N, C (рис. 9, а));

*2-я группа* —  $\beta$ -стабилизаторы, расширяющие область существования  $\beta$ -фазы и понижающие температуру полиморфного превращения. Они разделяются на две подгруппы:

- $\beta$ -изоморфные стабилизаторы, имеющие неограниченную растворимость легирующих элементов в  $\beta$ -фазе (V, Mo, Nb, Ta (рис. 9, б));
- $\beta$ -эвтектоидные стабилизаторы, имеющие ограниченную растворимость легирующих элементов в  $\beta$ -фазе и при пониженных температурах происходит эвтектоидный распад  $\beta$ -фазы (Cr, Mn, Si, Fe, Ni, Cu, H и др. (рис. 9, в));

*3-я группа* — легирующие элементы, мало влияющие на устойчивость фаз — это «нейтральные» элементы Zr, Hf. Они практически не изменяют температуру полиморфного превращения. Однако при небольших концентрациях циркония или гафния их можно рассма-

тривать как  $\beta$ -изоморфные стабилизаторы, так как они незначительно, но понижают температуру полиморфного превращения (рис. 9, з).

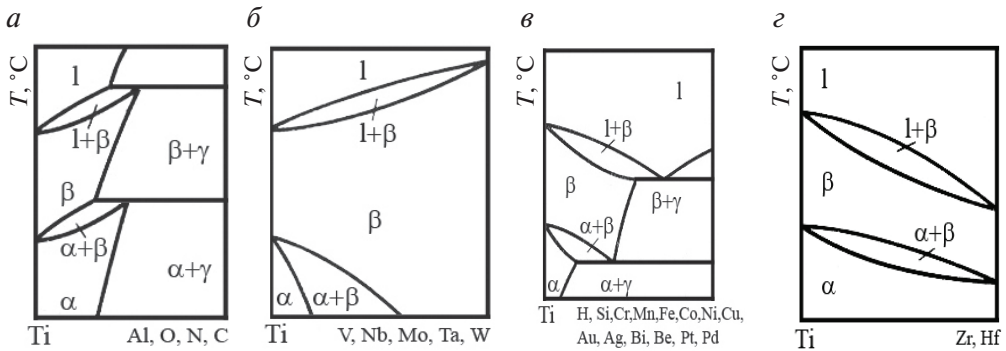


Рис. 9. Влияние легирующих элементов на полиморфное превращение в титановых сплавах

### 1.3. Фазовые превращения титановых сплавов при закалке

Кроме равновесных фаз, рассмотренных ранее, в титановых сплавах при быстром охлаждении из  $\beta$ -области могут образовываться метастабильные фазы.

В результате закалки из  $\beta$ -области в сплавах титана в зависимости от содержания легирующих элементов и примесей могут образовываться следующие метастабильные фазы:  $\alpha'$ ,  $\alpha''$ ,  $\omega$  и  $\beta_n$ . Рассмотрим схему образования при закалке метастабильных фаз в сплавах титана с  $\beta$ -изоморфным стабилизатором. Фазовый состав сплавов при закалке из  $\beta$ -области и изменение твердости после закалки и последующего старения или отпуска представлено на рис. 10 и 11 соответственно.

На диаграмме (рис. 10) нанесены линии начала  $M_n$  и конца  $M_k$  мартенситного  $\beta \rightarrow \alpha'$  ( $\alpha''$ )-превращения, а также линия начала  $\beta \rightarrow \omega$ -превращения  $T_\omega$ . Линии  $M_k$ ,  $M_n$  и  $T_\omega$  смещаются к более низким температурам с увеличением содержания  $\beta$ -стабилизатора и достигают комнатной температуры при концентрациях  $C_{кр}'$ ,  $C_{кр}''$  и  $C_{кр}'''$  соответственно, которые называют первой, второй и третьей критической.

При быстром охлаждении  $\beta$ -фаза претерпевает в интервале от  $M_n$  до  $M_k$  мартенситное превращение.

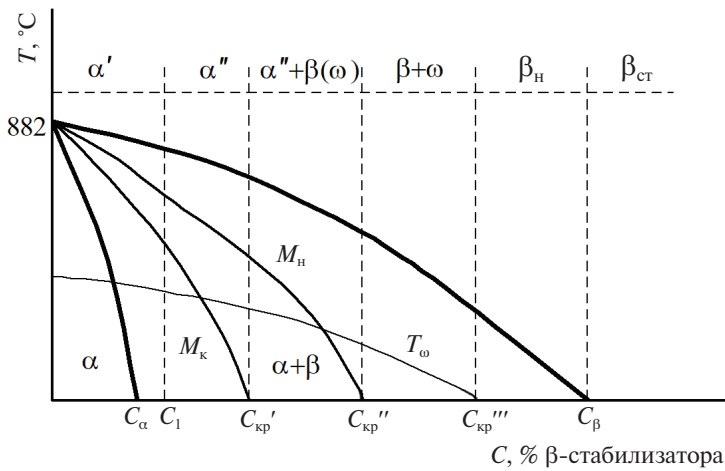


Рис. 10. Фазовый состав титановых сплавов с изоморфными  $\beta$ -стабилизаторами после закалки из  $\beta$ -области

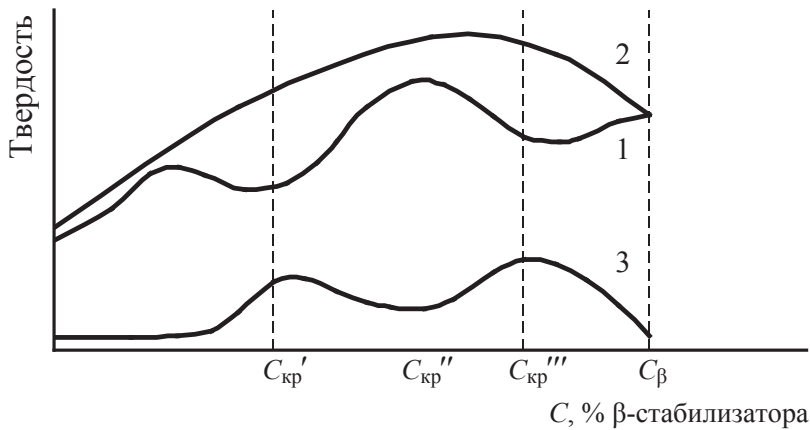


Рис. 11. Изменение твердости титановых сплавов с изоморфными  $\beta$ -стабилизаторами:

- 1 — после закалки; 2 — после закалки и последующего старения или отпуска;  
3 — прирост прочности при старении (отпуске) закаленных сплавов

В сплавах с содержанием легирующих элементов до  $C_{кр}'$  при закалке с температур  $\beta$ -области  $\beta$ -фаза практически полностью превращается в мартенсит  $\alpha'$  в интервале от 0 до  $C_1$  и  $\alpha''$  в интервале от  $C_1$  до  $C_{кр}'$ . Фаза  $\alpha'$  имеет гексагональную кристаллическую решетку, а фаза  $\alpha''$  — ромбическую (образуется только в системах с  $\beta$ -изоморфными элементами).

Мартенситные  $\alpha'$ - и  $\alpha''$ -фазы всегда имеют пластинчатое строение. При закалке сплавов, легированных  $\beta$ -стабилизаторами свыше  $C_{кр}'$ , мартенситное превращение протекает не до конца и в структуре сплавов наряду с мартенситом фиксируется остаточная  $\beta$ -фаза, а иногда и  $\omega$ -фаза, когерентная с ней.  $\omega$ -Фаза имеет гексагональную кристаллическую решетку с тремя атомами, приходящимися на ячейку. При этом отношение осей  $c/a$  составляет примерно 0,6. Это — мартенситная фаза особого типа, и в общем случае формированию  $\omega$ -фазы предшествует диффузионное перераспределение легирующих элементов. Она очень дисперсна и с помощью светового микроскопа не обнаруживается. Образование  $\omega$ -фазы приводит к повышению твердости и охрупчиванию титановых сплавов.

При концентрации легирующих элементов от  $C_{кр}''$  до  $C_{кр}'''$  структура сплавов представлена фазами  $\beta$  и  $\omega$ . В сплавах с содержанием легирующих элементов от  $C_{кр}'''$  до  $C_{\beta}$  при закалке фиксируется нестабильная  $\beta$ -фаза, которая распадается при нагреве. Термически нестабильные сплавы с  $\beta$ -структурой можно разбить на два класса: с механически нестабильной  $\beta$ -фазой ( $\beta_{м. нест}$ ), которая может распадаться под напряжением, и сплавы с механически стабильной  $\beta$ -фазой ( $\beta_{м. стаб}$ ).

В результате закалки наибольшие значения твердости наблюдаются у сплавов, имеющих  $\alpha'$ -структуру и сплавов с  $(\beta+\omega)$ -структурой (близких по составу и концентрации  $C_{кр}''$ ). Мартенсит  $\alpha''$  имеет пониженную твердость, прочность и повышенную пластичность.

Такие закономерности справедливы и при анализе процессов распада в сплавах, предварительно нагретых на температуру двухфазной области. Однако необходимо иметь в виду, что незначительное изменение температуры нагрева в  $(\alpha+\beta)$ -области приводит к существенному изменению содержания легирующих элементов в  $\beta$ -фазе и, следовательно, к изменению положения начала мартенситного превращения и устойчивости переохлажденного  $\beta$ -твердого раствора. Так, например, при понижении температуры нагрева с 980 по 860 °С сплава ВТЗ—1 температура  $M_n$  снижается с 420 °С в область отрицательных температур, а длительность инкубационного периода при 600 °С (температура минимальной устойчивости  $\beta$ -фазы) увеличивается с 8 до 230 с.

На рис. 12 показан фазовый состав  $\alpha$ - и  $(\alpha+\beta)$ -сплавов после закалки из  $\beta$ - и  $(\alpha+\beta)$ -области.

Нетрудно заметить, что во всех сплавах с содержанием  $\beta$ -стабилизаторов меньше второй критической концентрации наибольшее

количество  $\beta$ -фазы фиксируется при закалке с одной и той же температуры, при которой состав  $\beta$ -фазы отвечает второй критической концентрации. Такую температуру называют критической и обозначают  $T_{кр}$ . Ниже этой температуры при закалке обычно фиксируется достаточное количество неравновесной пересыщенной  $\beta$ -фазы без мартенсита, а при нагреве выше  $T_{кр}$  в структуре возможно образование мартенситных фаз.

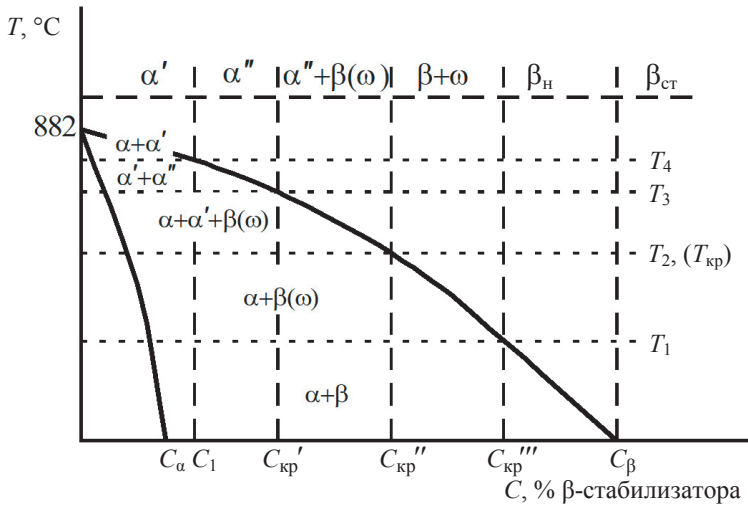


Рис. 12. Фазовый состав титановых сплавов с  $\beta$ -изоморфными стабилизаторами после закалки из  $\beta$ - и  $(\alpha+\beta)$ -области

Значения второй критической концентрации по данным различных авторов несколько отличаются друг от друга. Такие отличия, в первую очередь, связаны с разной чистотой по примесям изучаемых сплавов. В настоящее время в отечественной литературе принимаются следующие значения критической концентрации, выше которых в сплавах не фиксируется мартенситная составляющая (мас. %): 11 % Mo; 15 % V; 36 % Nb; 45 % Ta; 22 % W; 6,5 % Cr; 6,5 % Mn; 5,5 % Fe; 9,5 % Co; 8,5 % Ni.

## 1.4. Классификация титановых сплавов и их характеристики

Для оценки влияния химического состава на формирование стабильного и метастабильного состояния в титановых сплавах при термическом (закалка, отжиг, старение) и деформационном воздействии в научной литературе используется несколько характерных параметров, таких как коэффициент  $\beta$ -стабилизации ( $K_\beta$ ), структурные молибденовый ( $[\text{Mo}]_{\text{экв}}$ ) и алюминиевый ( $[\text{Al}]_{\text{экв}}$ ) эквиваленты [7, с. 36–38], которые используют для классификации титановых сплавов. Рассмотрим кратко, что характеризует каждый из этих параметров и какова его связь с формируемым фазовым составом.

Понятие «коэффициент  $\beta$ -стабилизации сплава ( $K_\beta$ )» было введено В. Н. Моисеевым [8, с. 63–68] и использовано в качестве характеристики, определяющей положение титановых сплавов различного химического состава в классификации, основанной на их структурно-фазовом состоянии, формируемом при закалке (отжиге) [9, с. 159–187]. Коэффициент  $K_\beta$  определяют по соотношению [8, с. 63–68]:

$$K_\beta = C_1/C_{\text{кр}1} + C_2/C_{\text{кр}2} + C_3/C_{\text{кр}3} + \dots + C_i/C_{\text{кр}i}, \quad (7)$$

где  $C_1, C_2, C_3, \dots, C_i$  — содержание различных  $\beta$ -стабилизаторов, мас. %;  $C_{\text{кр}1}, C_{\text{кр}2}, C_{\text{кр}3}, C_{\text{кр}i}$  — критические концентрации ( $C_{\text{кр}}$  [9, с. 175–195]), свыше которых в соответствующих двойных системах закалкой из  $\beta$ -области фиксируется только метастабильный  $\beta$ -твердый раствор с возможным присутствием атермической  $\omega$ -фазы с гексагональной решеткой внутри него, а образование метастабильных мартенситных фаз типа  $\alpha'$ ,  $\alpha''$  с ГПУ- и ромбической решеткой соответственно подавлено (см. рис. 12).

В соответствии с рекомендациями В. Н. Моисеева [10, с. 29–34] при классификации титановых сплавов принимают, что  $K_\beta = 0$  для  $\alpha$ -сплавов (эти сплавы не содержат в качестве легирующих элементов  $\beta$ -стабилизаторы и имеют в равновесном состоянии в структуре практически 100 %  $\alpha$ -фазы);  $K_\beta < 0,2$  для *псевдо- $\alpha$ -сплавов* (содержание в качестве легирующих элементов  $\beta$ -стабилизаторов в этих сплавах лежит в пределах растворимости в  $\alpha$ -твердом растворе и в равновесном состоянии они состоят в основном из  $\alpha$ -фазы, содержание  $\beta$ -фазы нем пре-

вышает 2–6 %);  $K_\beta = 0,25 \dots 0,90$  для  $(\alpha + \beta)$ -сплавов мартенситного класса (в равновесном (отожженном) состоянии сплавы содержат от 5 до 25 %  $\beta$ -фазы, а после закалки из  $\beta$ -области преимущественно в структуре фиксируется либо  $\alpha'$ - либо  $\alpha''$ -мартенсит);  $K_\beta = 1,0 \dots 1,4$  для  $(\alpha + \beta)$ -сплавов переходного класса (в равновесном (отожженном) состоянии сплавы содержат от 25 до 50 %  $\beta$ -фазы, а после закалки из  $\beta$ -области сплавы могут закаливаться на 100 % метастабильного  $\beta$ -твердого раствора (возможно также присутствие атермической  $\omega$ -фазы), при холодной деформации или закалке в область криогенных температур этот  $\beta$ -твердый раствор может частично испытывать мартенситное превращение);  $K_\beta = 1,6 \dots 2,4$  для псевдо- $\beta$ -сплавов (имеют в структуре в равновесном состоянии более 50 %  $\beta$ -фазы и закалываются на 100 % метастабильного  $\beta$ -твердого раствора, не испытывающего мартенситного превращения при холодной деформации);  $K_\beta \geq 3$  для  $\beta$ -сплавов, имеющих в структуре только стабильный  $\beta$ -твердый раствор.

Независимо от величины  $K_\beta$  отдельно классифицируются сплавы титана на основе различного типа интерметаллидов [7, с. 36]:

- 1) на основе интерметаллида  $Ti_3Al$  ( $\alpha_2$ - и супер- $\alpha_2$ -сплавы);
- 2) на основе орторомбического интерметаллида  $Ti_2AlNb$  (О-сплавы);
- 3) на основе интерметаллида  $TiAl$  ( $\gamma$ -сплавы).

Наряду с коэффициентом  $\beta$ -стабилизации для сплавов титана используют понятие молибденового эквивалента  $[Mo]_{\text{экв}}$  [7, с. 36]; [11, с. 201]; [12, с. 31–33], принимая во внимание, что действие всех  $\beta$ -стабилизаторов в сплаве можно выразить эквивалентным содержанием молибдена, при котором количество  $\beta$ -фазы, ее стабильность, способность к превращениям в двойном сплаве Ti-Mo будут такими же, как в рассматриваемом сплаве. Эквивалентную концентрацию любого  $\beta$ -стабилизатора  $x_i$  по отношению к молибдену  $[Mo]_{\text{экв}}$  определяют по соотношению  $[Mo]_{\text{экв}} = x_i C''_{Mo} / C''_i$ , где  $C''_{Mo}$  и  $C''_i$  — вторая критическая концентрация молибдена и легирующего элемента соответственно (1 % молибдена соответствует, мас. %: 4Ta; 3,3Nb; 2,0W; 1,4V; 0,6Cr; 0,6Mn; 0,4Fe; 0,8Ni). При оценке молибденового эквивалента сложнолегированного сплава действие различных  $\beta$ -стабилизаторов считают аддитивным [13, с. 851–859], а влиянием  $\alpha$ -стабилизаторов и нейтральных упрочнителей пренебрегают (последнее — не во всех случаях [14, с. 188–191], но мы их рассматривать не будем). При расчете  $[Mo]_{\text{экв}}$  использована следующая формула:

$$[\text{Mo}]_{\text{экв}} = \% \text{ Mo} + \% \text{ Ta}/4 + \% \text{ Nb}/3,3 + \% \text{ W}/2 + \% \text{ V}/1,4 + \\ + \% \text{ Cr}/0,6 + \% \text{ Mn}/0,6 + \% \text{ Fe}/0,4 + \% \text{ Ni}/0,8. \quad (8)$$

Влияние на структуру и фазовый состав  $\alpha$ -стабилизаторов (элементов Al, O, N, C) и нейтральных упрочнителей (элементов Zr, Hf, Sn, Ge), в многокомпонентных сплавах титана, оценивают с использованием структурного эквивалента по алюминию —  $[\text{Al}]_{\text{экв}}$  [13, с. 851–859], который оценивают преимущественно с целью определения возможности образования в структуре упорядоченной  $\alpha_2$ -фазы ( $\text{Ti}_3\text{Al}$ ), имеющей структурный тип  $\text{DO}_{19}$  по формуле

$$[\text{Al}]_{\text{экв}} = \% \text{ Al} + \% \text{ Sn}/3 + \% \text{ Zr}/6 + 10(\% \text{ O}). \quad (9)$$

В случае, если  $[\text{Al}]_{\text{экв}} \leq 9\%$ , фаза  $\alpha_2$  не образуется в количествах, оказывающих резко отрицательное влияние на пластичность сплавов. В предложенном уравнении (9) не рассматривается влияние примесей  $\alpha$ -стабилизаторов (азота и углерода) и для их учета вместо  $10 [\% \text{ O}]$  вводится слагаемое  $10 [\% (\text{O}_2 + \text{C} + 2\text{N})]$ .

На рис. 13 приведена классификационная диаграмма титановых сплавов [11, с. 202] в координатах  $[\text{Mo}]_{\text{экв}} - [\text{Al}]_{\text{экв}}$ .

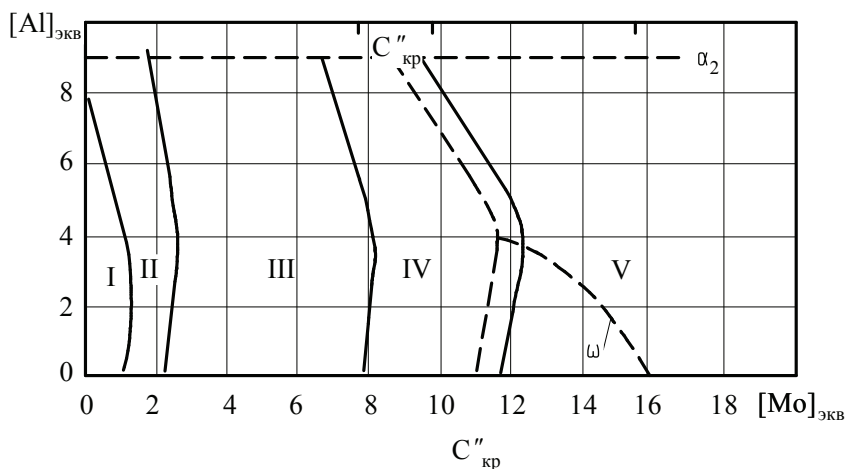


Рис. 13. Классификационная диаграмма титановых сплавов в координатах  $[\text{Mo}]_{\text{экв}} - [\text{Al}]_{\text{экв}}$ :

I —  $\alpha$ -сплавы; II — псевдо- $\alpha$ -сплавы; III —  $\alpha + \beta$ -сплавы; IV —  $(\alpha + \beta)$ -сплавы переходного класса; V — псевдо- $\beta$ -сплавы



Химический состав, молибденовый и алюминиевый эквиваленты наиболее распространенных отечественных конструкционных титановых сплавов показаны в табл. 2.

Таблица 2

**Химический состав, молибденовый и алюминиевый эквиваленты  
наиболее распространенных отечественных конструкционных сплавов**

Класс сплава	Марка сплава	Состав сплава, мас. %	[Mo] <sub>экв</sub>	[Al] <sub>экв</sub>
$\alpha$ -Сплавы	BT1–00	Ti-0,05C-0,04N-0,1O <sub>2</sub> -0,15Fe-0,08Si	—	1,0
	BT1–0	Ti-0,3Al-0,07C-0,04N-0,2O <sub>2</sub> -0,25Fe-0,1Si	—	2,0
	ПТ-1 М	Ti-0,5Al-0,07C-0,04N-0,12O <sub>2</sub> -0,2Fe-0,1Si	—	2,5
	4200	Ti-0,2Pd-0,07C-0,04N-0,18Fe-0,1Si	—	1,0
	ПТ-7 М	Ti-2Al-2,5Zr	—	3,4
	BT5	Ti-5Al	—	6,0
	BT5–1	Ti-5Al-2,5Sn-0,3Fe-0,1C-0,14O <sub>2</sub> -0,05N	0,5	7,3
Псевдо- $\alpha$ -сплавы	OT4–0	Ti-0,8Al-0,8Mn	1,3	1,8
	OT4–1	Ti-2Al-1,5Mn	2,5	3,0
	OT4	Ti-4Al-1,5Mn	2,5	5
	ПТ-3 В	Ti-4Al-2V	1,4	5
	BT20	Ti-6,5Al-2Zr-1Mo-1V	1,7	7,8
	BT18y	Ti-6,7Al-4Zr-2,5Sn-0,6Mo-1Nb-0,15Si	1,0	9,2
$(\alpha+\beta)$ -Сплавы мартенситного класса	BT6 С	Ti-6Al-4V	2,9	7,0
	BT6	Ti-6Al-4,5V	3,2	7,0
	BT9	Ti-6,4Al-1,5Zr-3,4Mo-0,25Si	3,4	7,7
	BT8	Ti-6,5Al-3,3Mo-0,30Si	3,3	7,5
	BT8 М	Ti-6,3Al-1Sn-1Zr-3,3Mo-0,15Si	3,3	7,8
	BT8–1	Ti-6,3Al-1Sn-1Zr-3,3Mo-0,18Si	3,3	7,8
	BT8 М-1	Ti-5,4Al-1Sn-1Zr-4Mo-0,15Si	4,0	6,9
	BT14	Ti-5Al-3Mo-1,4V	4,0	6,0
	BT25y	Ti-6,5Al-1,8Sn-3,8Zr-4Mo-1W-0,2Si	4,5	8,7
	BT16	Ti-3Al-4,5V-5Mo	8,2	4,0
	BT23	Ti-5,5Al-2Mo-4,5V-1Cr-0,6Fe	8,1	6,5
$(\alpha+\beta)$ -Сплавы переходного класса	BT22	Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe	12,2	6,0
	VST5553	Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr	13,0	6,5
	BT30	Ti-11,5Mo-6Zr-4,5Sn	11,5	3,5
	VST3553	Ti-3Al-5Mo-5V-3Cr	13,0	3,5

Для производства труб применяют  $\alpha$ -сплавы, псевдо- $\alpha$ -сплавы и  $(\alpha+\beta)$ -сплавы. Выделим основные особенности этих сплавов.

#### 1.4.1. $\alpha$ - и псевдо- $\alpha$ -сплавы

Такие сплавы обладают высокой термической стабильностью и хорошей свариваемостью. В основном они не упрочняются термической обработкой, хотя некоторые из них отличаются переменной растворимостью металлических соединений в  $\alpha$ -титане и упрочняются после закалки и старения. Особенностью этих сплавов является их высокая жаропрочность, возрастающая с увеличением содержания алюминия. Однако при этом возникает опасность их охрупчивания в результате выделения фазы  $\alpha_2$ .

Введение в  $\alpha$ -сплавы системы Ti-Al небольшого количества изоморфных  $\beta$ -стабилизаторов (V, Mo) препятствует образованию в них упорядоченной  $\alpha_2$ -фазы. Вместе с тем в структуре появляется небольшое количество  $\beta$ -фазы, в результате чего повышается технологичность сплавов. Эти сплавы уже относят к псевдо- $\alpha$ -сплавам.

Одним из недостатков  $\alpha$ -сплавов является склонность их к водородной хрупкости, что связано с выделением гидридных фаз.

По характеру легирования  $\alpha$ - и псевдо- $\alpha$ -сплавы могут быть разбиты на следующие подгруппы:

- легированные только  $\alpha$ -стабилизаторами, в основном алюминием (BT5);
- легированные  $\alpha$ -стабилизаторами и нейтральными упрочнителями, например оловом (BT5—1) или цирконием (ПТ-7 М);
- легированные  $\alpha$ -стабилизаторами и небольшим количеством  $\beta$ -стабилизаторов (марганца OT4—0, OT4—1, OT4, ванадия — ПТ-3 В) — содержат от 1 до 5 %  $\beta$ -фазы;
- содержащие  $\alpha$ - и  $\beta$ -стабилизаторы, а также нейтральные упрочнители (отечественные сплавы BT20 (Ti-6,5Al-1Mo-1V-2Zr) и BT18y (Ti-6,5Al-4Zr-2,5Sn-1Nb-0,7Mo-0,15Si), который относится к наиболее жаропрочным сплавам);
- $\alpha$ -сплавы с металлическими соединениями (английский сплав Ti-2,5Cu). При старении сплав упрочняется на 30—50 % за счет дисперсионного твердения, связанного с выделением интерметаллидной фазы TiCu<sub>2</sub> [13, с. 851—859].

Для изготовления труб наиболее часто используются  $\alpha$ -сплавы (BT1-0, BT1-00, Gr1, Gr2, ПТ-1М и ПТ-7М) и псевдо- $\alpha$ -сплавы (ПТ-3В, ОТ-4, ОТ4-0, ОТ4-1, Gr9 и Gr9М).

### 1.4.2. ( $\alpha+\beta$ )-Сплавы

Такие сплавы обязательно содержат переходные элементы, повышающие стабильность  $\beta$ -фазы и позволяющие фиксировать ее при комнатной температуре наряду с  $\alpha$ -фазой. В качестве  $\alpha$ -стабилизатора, упрочняющего  $\alpha$ -фазу, обычно вводят только алюминий.

( $\alpha+\beta$ )-Сплавы отличаются благоприятным сочетанием механических свойств и хорошей пластичностью в нагретом состоянии. Однако в связи с присутствием в их структуре  $\beta$ -фазы они проявляют пониженную термическую стабильность и обладают плохой свариваемостью. Но в отличие от  $\alpha$ -сплавов у них отсутствует водородная хрупкость в условиях динамического нагружения.

( $\alpha+\beta$ )-Сплавы по легированию могут быть подразделены на следующие подгруппы.

- легированные изоморфными  $\beta$ -стабилизаторами и алюминием (BT6, BT14, BT16);
- легированные  $\beta$ -эвтектоидными стабилизаторами и алюминием (BT3);
- легированные изоморфными и эвтектоидными  $\beta$ -стабилизаторами и алюминием (BT8, BT3—1, BT23);
- легированные изоморфными и эвтектоидными  $\beta$ -стабилизаторами, алюминием и нейтральными упрочнителями (BT9, BT25).

Для изготовления труб используются следующие ( $\alpha+\beta$ )-сплавы мартенситного класса BT6, Ti-6Al-4V, BT3-1, BT-8, BT14, BT23 и VST3331. Они содержат большее количество  $\beta$ -фазы в структуре и могут подвергаться упрочняющей термической обработке. Для производства труб эти сплавы применяются реже по сравнению с  $\alpha$ - и псевдо- $\alpha$ -сплавами из-за их невысокой пластичности в холодном состоянии. Например, сплав Ti-6Al-4V можно деформировать с суммарными обжатиями, не превышающими 10–12 %, что связано с высоким содержанием алюминия. Из данных сплавов чаще всего используются сплавы с пониженным содержанием алюминия менее 5 %, например сплав BT-14 (Ti-4,5Al-3Mo-1V) и VST3331 (Ti-3Al-3Mo-3V-1Zr).

Более легированные сплавы на основе  $\beta$ -фазы почти не применяются из-за низкой свариваемости и хрупкости сварных соединений [5, с. 352–356].

### 1.5. Основные факторы, влияющие на технологические свойства титана и его сплавов

Технологические свойства титана существенно отличаются от аналогичных свойств сталей, алюминиевых сплавов и сплавов цветных металлов из-за присущих им особенностей кристаллической структуры, физических и химических свойств (табл. 3).

Таблица 3

Основные физические свойства алюминия, железа и титана

Свойства	Алюминий	Титан	Железо
Плотность, кг/м <sup>3</sup>	2700	4500	7800
Температура плавления, °С	660	1668	1535
Теплопроводность, Вт/(м·К)	221,5	21,9	74,0
Коэффициент термического расширения, $\alpha \cdot 10^6, \text{K}^{-1}$	22,9	9,0	11,7
Электросопротивление, мкОм·см	2,65	54	9,7
Модуль упругости, ГПа	72,4	112,5	207,0

Наиболее важные факторы, влияющие на разработку технологии и выбор режимов обработки титановых сплавов [5, с. 5–10] следующие.

1. *Низкая теплопроводность титана и его сплавов.* Она практически в 10 раз ниже, чем у алюминия и его сплавов и примерно в 3,5 раз ниже, чем у железа и сталей (табл. 3). Значения теплопроводности, теплоемкости и плотности титана и его сплавов таковы, что их *температуропроводность* — наиболее важная характеристика многих процессов теплообмена — также примерно в 15 раз ниже, чем у алюминиевых сплавов, и в 3,5 раза меньше, чем у сталей. Температуропроводность определяется по формуле  $\alpha = k/(C_p d)$ , где  $k$  — теплопроводность;  $C_p$  — теплоемкость, которая для титана при комнатной температуре равна 521 Дж/(кг·К);  $d$  — плотность вещества. Коэффициент температуропроводности  $\alpha$  характеризует скорость перемещения температурного

фронта или температурной волны в образце. Следствием низкой теплопроводности являются значительные перепады температур по сечению заготовок при нагреве, а также возникновение значительных термических напряжений, которые могут приводить к образованию трещин. Это обуславливает ограничение скорости нагрева заготовок большого размера. При неблагоприятном выборе режимов индукционного нагрева возможно даже расплавление подповерхностных слоев и выплескивание жидкого металла при последующей деформации.

При охлаждении заготовок из титана и его сплавов вследствие значительного градиента температур наблюдается быстрое захлаживание острых углов, тонких элементов сечений заготовок, что сильно затрудняет обеспечение равномерной деформации и может приводить к растрескиванию металла. Возможно также местное захлаживание деформируемого металла в зонах контакта его с инструментом, имеющим значительно более низкую температуру. Такая особенность сплавов титана существенно ограничивает возможную конфигурацию элементов сечений промежуточных заготовок и готовых изделий, способы и скорость подачи нагретых полуфабрикатов на деформацию, выбор деформирующего оборудования.

Низкая теплопроводность оказывает отрицательное влияние и в процессе горячей деформации. Наличие зон наиболее интенсивной деформации при малой теплопроводности приводит к значительному перегреву металла этих зон вследствие теплового эффекта деформации и, как следствие, ухудшению структуры и свойств. Особенно это проявляется при неблагоприятных режимахковки (осадки) заготовок, сортовой прокатки прутков, прессования профилей и труб. В связи с этим требуется тщательный выбор схемы и режимов деформации.

*2. Высокая химическая активность титана и его сплавов.* Титан и его сплавы при температурах нагрева для горячей деформации, термической обработки, особенно в жидком состоянии при литье, активно взаимодействуют с кислородом, азотом и другими газами атмосферы. При нагреве на воздухе на поверхности заготовок образуется окалина, которая начинает отслаиваться при температурах выше 900 °С. Наряду с образованием окисной пленки происходит диффузия кислорода и азота в глубь металла с образованием поверхностного газонасыщенного слоя, имеющего высокую твердость и низкую пластичность. Наличие газонасыщенных слоев значительной толщины (до нескольких милли-

метров на поверхности крупных слитков) может приводить к поверхностным надрывам при деформации, ухудшению качества поверхности. Готовые трубы и другие полуфабрикаты имеют, как правило, пониженные показатели пластичности при испытаниях на разрыв. Недостаточно полное удаление газонасыщенного слоя с отходов перед их вовлечением в шихту способствует местному или общему загрязнению выплавляемых слитков.

Для уменьшения газонасыщения эффективно использование защитных покрытий, а также проведение нагрева заготовок в защитной атмосфере, если время нагрева значительно больше, чем длительность горячей обработки и последующего охлаждения. Для удаления газонасыщенного слоя на промежуточных переделах используют механическую обработку промежуточных заготовок. Готовые полуфабрикаты подвергают дробеструйной обработке, травлению.

Значительная скорость диффузии кислорода и азота в глубь титана и его сплавов может играть и положительную роль в процессе производства. Растворение в металле тончайших окисных пленок и других поверхностных газовых загрязнений при отсутствии доступа новых порций газов обеспечивает получение чистой поверхности и создает предпосылки для широкого использования диффузионной сварки и методов порошковой металлургии для изготовления сложных изделий.

В технологическом процессе изготовления изделий необходимо также учитывать способность титана и его сплавов поглощать большие количества водорода при нагреве и травлении. Превышение установленных норм содержания водорода в сплаве (на уровне от 0,002 до 0,003 %) может привести к замедленному разрушению конструкций в процессе эксплуатации. В целях уменьшения загрязнения готовых полуфабрикатов водородом предпочтительнее использовать печи с нейтральной атмосферой, индукционного или контактного нагрева, печи сопротивления.

Травление является основным источником наводороживания сплавов и поэтому необходим тщательный подбор режимов травления и травителей, обеспечивающих минимальное наводороживание. Специфической особенностью распределения водорода после травления в полуфабрикатах является его повышенное содержание в поверхностных слоях и для полуфабрикатов для изделий ответственного назначения (трубы, сварочная проволока, листы, прутки для крепежа)

одной из заключительных операций, обеспечивающих надежное удаление водорода, является отжиг в вакууме.

Способность титана и его сплавов к поглощению значительного количества водорода и, как следствие, к охрупчиванию, используется для измельчения отходов при их подготовке к вовлечению в шихту, а также в производстве порошка по методу гидрирование-дегидрирование.

Помимо общего окисления титана и его сплавов, на воздухе возможны случаи загорания металла при сильном локальном перегреве, например вследствие трения нагретых заготовок о направляющие печей. В контакте со стальной окалиной, стальной арматурой титановые сплавы склонны к оплавлению при температурах значительно более низких (от 1200 до 1300 °С) по сравнению с температурой плавления сплава, вследствие образования легкоплавкой эвтектики в системе Ti-Fe. Такая особенность титановых сплавов может вызывать образование грубых дефектов на поверхности заготовок или полуфабрикатов из них, что следует учитывать при выборе материалов арматуры печей для нагрева титана.

3. *Полиморфное  $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращение.* Практически во всех титановых сплавах, за исключением термически стабильных  $\beta$ -сплавов, при нагреве наблюдается полиморфное превращение низкотемпературной  $\alpha$ -модификации титана с гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решеткой в высокотемпературную  $\beta$ -модификацию с объемно-центрированной кубической (ОЦК) решеткой и обратный переход при охлаждении. Температура перехода из двухфазной ( $\alpha + \beta$ )-области в однофазную  $\beta$ -область ( $T_{\text{пп}}$ ) для большинства промышленных титановых сплавов находится в интервале от 750 до 1020 °С и зависит от содержания и типа легирующих элементов и примесей ( $\alpha$ - или  $\beta$ -стабилизаторы) [14, с 193].

Нагрев до температур однофазной  $\beta$ -области сопровождается значительным повышением пластичности, особенно при деформации литого металла, и снижением сопротивления деформации. Однако в большинстве случаев деформация в  $\beta$ -области не дает возможности получить структуру с высокими эксплуатационными свойствами из-за интенсивного роста зерна и грубого внутризеренного строения. Оптимальная структура может быть получена при деформации в ( $\alpha + \beta$ )-области, но при этом снижается пластичность и возрастает сопротивление деформированию металла. В практике промышленного производства данное противоречие преодолевается при осуществле-



нии деформации в две стадии: на первой стадии в  $\beta$ -области, а на заключительной — в  $(\alpha+\beta)$ -области. Применительно к различным видам полуфабрикатов этот принцип реализуется в различных вариантах по степеням и температурам деформации.

В титановых сплавах, в отличие от сталей, эффект фазового наклепа при полиморфном превращении невелик, вследствие чего практически не происходит измельчения зеренной структуры в результате процесса фазовой перекристаллизации при нагреве выше  $T_{\text{пп}}$  и последующем охлаждении. Поэтому измельчить крупнозернистую структуру в титановых сплавах, как это делают в сталях, обычными методами термической обработки не удастся.

4. *Ограниченные возможности холодной деформации титановых сплавов.* Несмотря на то что титан обладает значительно большей способностью к холодной деформации, чем другие металлы с гексагональной кристаллической структурой, например магний, кадмий, цинк, проведение холодной деформации большинства титановых сплавов при таких технологических процессах, как прокатка, волочение, правка и листовая штамповка, связано со многими трудностями.

Средне- и высоколегированные двухфазные сплавы практически не поддаются холодной деформации из-за высокого сопротивления деформации, интенсивного деформационного упрочнения и склонности к растрескиванию и разрывам. Даже малолегированные сплавы имеют пластичность при холодной прокатке в 2–3 раза меньшую, чем нержавеющие стали. Для титановых сплавов характерно повышенное значение отношения предела текучести к модулю упругости и, как следствие этого, большая упругая отдача (пружинение) деформируемого металла. Вместе с тем даже незначительный подогрев (до 200–300 °С) существенно снижает сопротивление деформации (для некоторых сплавов на 40–50 %) (рис. 14), повышает пластичность, резко уменьшает пружинение металла. Дальнейшее повышение температуры до 550–700 °С не приводит к значительному окислению и ухудшению структуры металла, что радикальным образом улучшает деформируемость и оказывается достаточным для успешного проведения «теплой» прокатки тонких листов высокопрочных сплавов, правки полуфабрикатов, листовой штамповки и других операций.

Другим способом повышения деформируемости титановых сплавов является использование эффекта водородного пластифицирования [16, с. 5–15], основанного на том, что введение водорода способствует



стабилизации  $\beta$ -фазы в сплавах, имеющей лучшую деформируемость, чем  $\alpha$ -фаза. После деформации возможно удаление водорода за счет отжига изделий в вакууме. Однако данная технология требует специального оборудования и очень четкого контроля параметров процесса.

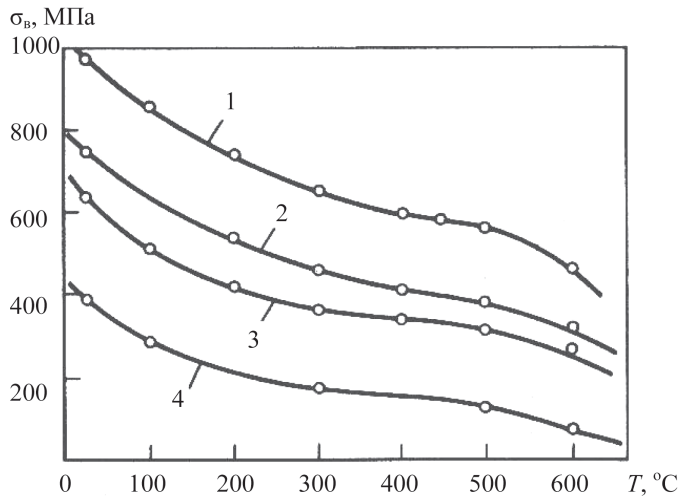


Рис. 14. Изменение временного сопротивления некоторых титановых сплавов с повышением температуры испытания [15, с. 63]:  
1 — VT3-1; 2 — ПТЗВ; 3 — ПТ7М; 4 — VT1-0

Итак, приведенные четыре фактора не охватывают всех специфических особенностей сплавов на основе титана, но именно они играют наиболее важную роль при рассмотрении их технологических свойств.

## Контрольные вопросы к главе 1

1. Укажите, какие полиморфные модификации решетки имеет титан.
2. Перечислите легирующие элементы, которые повышают (понижают) соотношение  $c/a$  решетки  $\alpha$ -фазы титана.
3. Укажите, какие легирующие элементы, стабилизирующие  $\beta$ -фазу, повышают период ее решетки.
4. Перечислите системы скольжения в  $\alpha$ -фазе.

5. Чему равняется теплопроводность титана? Насколько она сравнима с теплопроводностью других материалов?
6. Оказывает ли влияние текстура  $\alpha$ -фазы на модуль упругости?
7. Какие легирующие элементы стабилизируют  $\alpha$ -фазу титана?
8. Какие легирующие элементы стабилизируют  $\beta$ -фазу титана?
9. Что такое  $C_{кр}'$ ,  $C_{кр}''$  и  $C_{кр}'''$ ?
10. Что такое критическая температура  $T_{кр}$ ?
11. Опишите, что означают следующие понятия: коэффициент  $\beta$ -стабилизации ( $K_\beta$ ), структурные молибденовый ( $[Mo]_{экр}$ ) и алюминиевый ( $[Al]_{экр}$ ) эквиваленты.
12. Какие классы титановых сплавов применяют для производства бесшовных труб?
13. Укажите наиболее важные факторы, влияющие на разработку технологии и выбор режимов обработки титановых сплавов.
14. Оцените склонность титановых сплавов к газонасыщению при высоких температурах.
15. Характерна ли для титановых сплавов упругая отдача при деформации?

## 2. Горячая и холодная пластическая деформация

---

Различают упругую и остаточную (пластическую) деформацию. Упругой деформацией называется такая деформация, при которой тело после удаления приложенных к нему сил полностью возвращает свою форму и размеры. Упругая деформация ограничивается пределом упругости. Если же внешние силы превосходили этот предел, то появляется остаточная деформация. Величина деформации определяется изменением формы металла под действием внешних сил и растет с увеличением этих сил. Однако значения деформирующих сил ограничиваются пределом текучести и временным сопротивлением разрыву (пределом прочности) самого металла. Если величина внешней деформирующей силы превзойдет временное сопротивление, то металл разрушится: чем больше разница между временным сопротивлением и пределом упругости (или текучести), тем шире границы обработки металлов давлением.

Металл может обрабатываться как в холодном, так и в горячем состоянии. При обработке в горячем состоянии деформированные зерна стремятся к восстановлению размеров и формы, свойственным им при данной температуре. Иначе говоря, при горячей обработке металла идут одновременно два процесса: механический процесс деформации под действием внешних сил и внутренний процесс рекристаллизации. При холодной обработке зерна металла остаются деформированными, т. е. появляется наклеп металла, а рекристаллизация отсутствует. Отсюда следует, что образованию новых кристаллов из деформированных способствует нагрев металла до температуры выше критической. Только в этом случае металл будет обладать достаточной пластичностью.

На пластичность и сопротивляемость металла влияют химический состав, температура нагрева, скорость и степень деформации, геометрические размеры тела, степень наклепа, рекристаллизация.

Следовательно, для повышения пластичности и уменьшения совершаемой работы при обработке металла желателен высокий его нагрев. Однако имеются границы, которые не следует переходить, чтобы избежать получение крупнозернистой структуры. Исследования показали, что горячая деформация не оказывает остаточного влияния на микроструктуру. Микроструктура определяется температурными условиями деформации и последующей термической обработкой. Иное наблюдается в отношении макроструктуры. Механические свойства металла при горячей обработке (предел упругости и текучести, временное сопротивление) практически остаются без изменений как в поперечном, так и в продольном направлении.

При холодной обработке металл теряет свою пластичность. В первых стадиях такой обработки упрочнение металлов протекает наиболее интенсивно. При увеличении деформации интенсивность изменения свойств снижается и металл почти полностью теряет свою пластичность. Дальнейшая деформация может вызвать разрушение. Холодная обработка значительно изменяет свойства стали. В зависимости от направления течения металла и приложенных внешних сил при холодной обработке возможна неравномерность свойств металла в разных направлениях, т.е. анизотропия. Полученные измененные свойства при холодной обработке вследствие упрочнения в большинстве случаев могут быть восстановлены с помощью термической обработки. В процессе устранения последствий холодной обработки путем нагрева следует различать два этапа:

- возврат, при котором восстановление механических и физических свойств металла в значительной степени происходит без изменения зеренной структуры;
- рекристаллизация, при которой полностью восстанавливаются механические свойства и преобразуется зеренная структура металла (при более высоких температурах, чем первый).

В процессе рекристаллизации можно получить различную величину зерна. Она является функцией многих факторов, основные из которых — это величина деформации, температура рекристаллизации, продолжительность выдержки при температуре рекристаллизации и др.

## 2.1. Общие сведения о горячей пластической деформации

В лабораторных условиях деформационный процесс чаще всего сводится к одноосному сжатию или растяжению, и наиболее интересными результатами, которые обнаруживаются при таком воздействии на испытываемые материалы, являются так называемые «аномальные свойства при растяжении»: скачкообразная текучесть, псевдоупругость и др.

На стадии пластического течения за пределом текучести характер деформационного поведения металла зависит от многих факторов, включая химический состав сплавов, их класс ( $\alpha$ ,  $\alpha+\beta$  или  $\beta$ , т. е. их фазовый состав), состояние (после закалки, отжига, старения), скорость и температуру деформации. К результатам деформационного процесса относятся аномальное деформационное поведение материала, фазовое превращение под действием внешнего напряжения (т. е. деформация, сопровождаемая фазовым превращением), текстуризация (т. е. возникновение преимущественной кристаллографической ориентации), или образование дислокационных ячеек либо микрополос скольжения в результате большой степени деформации.

### 2.1.1. Определение сопротивления горячей пластической деформации

Сопротивление деформации и пластичность, характеризующие способность металлов к обработке давлением, обуславливают выбор температурно-скоростного режима деформации.

На сопротивление деформированию, равное истинному напряжению при одноосном растяжении или сжатии, в общем случае, влияют степень деформации, температура и ее скорость, причем характер этой зависимости существенно изменяется при переходе от дорекристаллизационных температур к температурам, при которых рекристаллизация протекает в полном объеме.

Достоверность аналитических и технологических расчетов энергосиловых параметров в значительной степени обуславливается точностью определения величины сопротивления деформации, что,

например, при прессовании позволяет определить границы устойчивого протекания процесса, а именно: минимально возможную толщину стенки для заданного наружного диаметра трубы, предельно допустимую величину деформации, оптимальные температуру и скорость.

Знание сопротивления деформации металла позволяет определить возможность изготовления прессованных труб конкретных типоразмеров из труднодеформируемых сталей и сплавов.

Сопротивление деформации материала непрерывно изменяется в ее процессе, кроме того, зависит от химического состава данного материала, характера развития деформации во времени (предыстории нагружения). Поэтому истинное значение сопротивления материала пластической деформации определить очень сложно. Как правило, для этого используют либо статистические данные реального технологического процесса, либо — эмпирические зависимости, полученные в результате проведения пластометрических испытаний.

Примером реализации первого варианта является методика (назовем ее статистической) определения сопротивления деформации, подробно описанная в работах [17, с. 56–59]; [18, с. 43–44].

Согласно этой методике для практических расчетов вводится понятие модуля сопротивления деформации, который, кроме истинного значения сопротивления деформации, учитывает все остальные факторы, влияющие на усилие прессования. Величина этого модуля определена для широкого круга сталей и сплавов при определенных (базовых) технологических параметрах: усилию прессования в установившейся стадии, температуре, скорости и степени деформации — из выражения

$$\sigma_0 = \frac{P_{\text{уст}}}{F \ln \mu}, \quad (10)$$

где  $P_{\text{уст}}$  — усилие прессования (установившееся значение), МН;  $F$  — площадь сечения гильзы в распрессованном состоянии, мм<sup>2</sup>;  $\mu$  — коэффициент вытяжки.

При определении сопротивления пластической деформации (в данной методике это не истинное значение сопротивления деформации, а величина распределенной нагрузки с учетом потерь на трение и т. п., характерная для строго определенного прессы) для конкретных условий прессования вводится система поправочных коэффициентов,

учитывающих величину отклонения реальных значений температуры ( $K_t$ ) степени деформации ( $K_\epsilon$ ) и скорости ( $K_U$ ) от базовых параметров процесса:

$$\sigma = \sigma_0 K_t K_\epsilon K_U. \quad (11)$$

По существу, это использование метода термомеханических коэффициентов при определении величины сопротивления деформации, причем в качестве пластометра использован промышленный пресс. В свою очередь степень влияния термомеханических коэффициентов на сопротивление деформации материала зависит от его состояния и структуры.

При прессовании новых разновидностей специальных сталей и сплавов многокомпонентного химического состава, базовая информация для которых может отсутствовать, упомянутой методикой предусматривается корректировка значения модуля деформации с учетом процентного содержания основных легирующих элементов [19, с. 1], т. е.  $\sigma_0 = f(\text{мас. \% — содержание химического элемента в конкретной стали или сплаве})$ .

Другим вариантом получения информации о сопротивлении деформации и пластических свойствах материала, позволяющим учесть совокупность этих факторов, являются пластометрические испытания на осадку цилиндрических образцов [20, с. 52–54], которые используют для получения кривых упрочнения и данных по сопротивлению деформации процессов ОМД, характеризующихся преимущественно сжимающими напряжениями (горячая и холодная прокатка, штамповка, прессование, выдавливание).

Для сравнительной оценки результатов определения силовых параметров прессования по обеим методикам в табл. 4 приведены основные технологические параметры процесса прессования труб из титанового сплава Ti-3Al-2,5V на прессовой линии усилием 20 МН Волжский трубный завод. В табл. 4 также представлены расчетные значения сопротивления деформации и усилий (пикового и установившегося), полученные соответственно по статистической методике и методике, предусматривающей определение сопротивления деформации по зависимости, полученной в результате пластометрических исследований [21, с. 19]:

$$\sigma_{sc} = 223,074 U_c^{0,109} (10\epsilon)^{0,089} \left( \frac{t}{1000} \right)^{-3,46}, \quad (12)$$

где  $U_c$  — средняя скорость деформации,  $c^{-1}$ ;  $\varepsilon$  — конечная степень деформации;  $t$  — температура деформации,  $^{\circ}C$ .

Таблица 4

**Параметры прессования труб из сплава Ti-3Al-2,5V  
на прессовой линии усилием 20 МН Волжского трубного завода**

Параметр	Размеры труб	
	90,0×20,0 мм	90,0×23,5 мм
Размеры заготовки, мм	Ø189×710/805 (Св. Ø25)	Ø189×850 (Св. Ø50)
Ø экспандера, мм	58,0	—
Ø контейнера при экспандировании, мм	196,0	—
Ø контейнера при прессовании, мм	195,0	195,0
Ø матрицы, мм	91,2	91,2
Ø иглы, мм	49,2	42,1
Коэффициент вытяжки при экспандировании	1,03	—
Коэффициент вытяжки при прессовании	6,08	5,68
Температура заготовки, $^{\circ}C$	800–840	—
Скорость экспандера, мм/с	180–200	—
Усилие экспандирования, МН	0,6	—
Температура гильз, $^{\circ}C$	820–860	820–860
Скорость пресс-штемпеля, мм/с	300	300
Модуль сопротивления деформации	150–170	150–170
Расчетное пиковое усилие прессования, МН	10,7	10,3
Усилие прессования пиковое фактическое, МН	8,5	7,9

Анализ приведенных данных показывает хорошую сходимость результатов расчета силовых параметров прессования по обеим методикам с реальными значениями усилия прессования и позволяет сделать следующие выводы:

- данные (табл. 4) показывают применимость обеих методик для расчета силовых параметров процесса прессования;
- статистическая методика ориентирована на определение силовых параметров прессования конкретного пресса, не требует проведения предварительных пластометрических исследований и удобна для проведения анализа возможности выполнения заказов на изготовление труб. Данная методика позволяет прогнозировать величину модуля сопротивления деформации сталей и сплавов с учетом влияния процентного содержания основных легирую-



щих элементов. При этом необходимо отметить, что в отдельных случаях (в особенности на сплавах со сложной структурой) бывает достаточно сложно корректно учесть взаимное влияние элементов на пластические свойства и сопротивление деформации материала;

- методика [22, с. 54], базирующаяся на использовании эмпирической зависимости для расчета сопротивления металла пластической деформации, носит более общий характер, дает точную информацию об истинном значении этой величины в исследуемом интервале параметров процесса и применима при определении силовых параметров в большинстве процессов горячей деформации, например для расчета усилий при прокатке горячепрессованных нержавеющей труб на редуционном стане. Однако эта методика требует проведения пластометрических испытаний.

Учитывая сказанное, в процессе разработки технологических процессов прессования в рамках курсового или дипломного проектирования, рекомендуется при наличии данных пластометрических исследований конкретного материала использовать эти данные в технических расчетах, а при отсутствии сведений о пластических свойствах материала — использовать статистическую методику.

Для упрощения трудоемких расчетов силовых параметров процесса прессования труб возможно использование компьютерной программы [23, с. 1], интерфейс окна которой представлен на рис. 15. Данная программа включена в комплекс программного обеспечения учебного процесса кафедры «Процессы и машины обработки металлов давлением» Южно-Уральского государственного университета.

Программа реализована с использованием языка Visual Basic в среде Microsoft Office Excel. База данных о термомеханических характеристиках материалов содержит более 150 позиций.

Для расчета сопротивления деформации и пикового усилия прессования необходимо задать следующие параметры: марку стали или сплава; температуру горячей деформации в градусах цельсия; размеры готовой трубы в миллиметрах; диаметр втулки контейнера в миллиметрах; угол конусности матрицы; скорость перемещения прессштемпера в миллиметрах в секунду; коэффициент трения на рабочей поверхности «металл—инструмент» (для стеклосмазки рекомендуется значение 0,02); длину гильзы после подпрессовки в контейнере в миллиметрах.

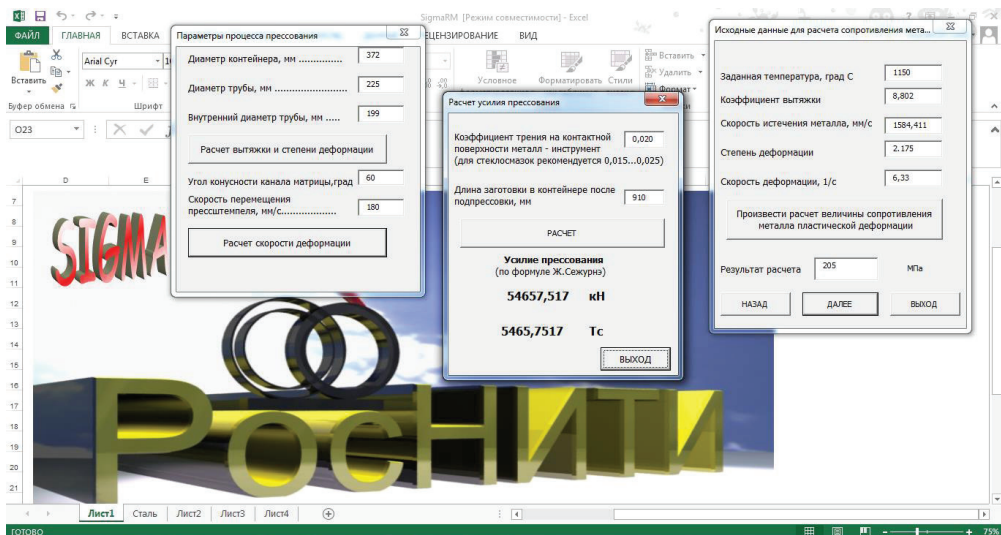


Рис. 15. Интерфейс программы расчета силовых параметров прессования труб

Для установления рациональных режимов деформации и термической обработки титановых сплавов необходимо знать температуру полного полиморфного превращения  $T_{пп}$ .

### 2.1.2. Определение температуры полного полиморфного превращения

Полиморфизм — это способность материала иметь при различных температурах различную кристаллическую структуру (кристаллическую решетку). Полиморфизм наблюдается у многих элементов, в том числе и у титана.

Полиморфные превращения, представляющие собой обратимые фазовые превращения, должны происходить при определенных температурах, называемых критическими.

В настоящее время на ведущих предприятиях, занимающихся обработкой титана, распространен надежный кристаллографический метод определения  $T_{пп}$  (метод пробных закалок).

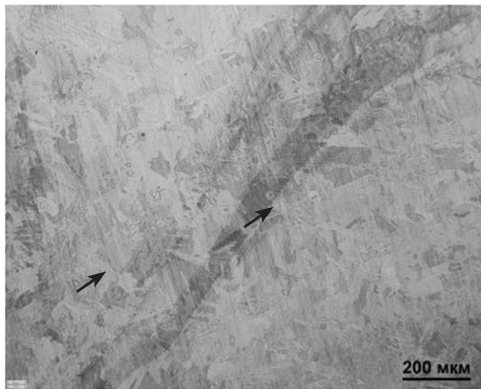
Определение температуры полиморфного превращения  $T_{пп}$  необходимо для установления оптимальных режимов деформации и термической обработки титановых сплавов. Вследствие колебаний ма-

точного состава  $T_{\text{пп}}$  может различаться для разных плавок одного сплава на 20–40 °С и более. Кроме того, положение  $T_{\text{пп}}$  сильно зависит от содержания газовых примесей. Учитывая повышенную способность титана к газопоглощению,  $T_{\text{пп}}$  определяют также для оценки степени загрязненности сплавов атмосферными газами — кислородом и азотом.

Определение  $T_{\text{пп}}$  осуществляют различными способами: металлографическим или с применением физических методов анализа (дилатометрия, термография, измерение электросопротивления). За исключением металлографического эти способы весьма трудоемки, требуют изготовления специальных образцов и сложного лабораторного оборудования. Известны также аналитические способы определения  $T_{\text{пп}}$ .

Сущность метода пробных закалок заключается в фиксировании микроструктуры сплава после закалки с нагревом при последовательно повышающихся температурах в районе  $(\alpha+\beta)\rightarrow\beta$ -перехода. В  $(\alpha+\beta)$ -сплавах по мере приближения температуры закалки к  $T_{\text{пп}}$  в структуре наблюдается уменьшение количества первичной  $\alpha$ -фазы; после закалки из  $\beta$ -области  $\alpha$ -фаза отсутствует и микроструктура состоит из бывших  $\beta$ -зерен с мартенситным внутрезерненным строением. В качестве примера на рис. 16 показана микроструктура сплава ПТ-7 М после закалки с различных температур: для данной плавки  $T_{\text{пп}}$  составляет 945 °С.

а



б

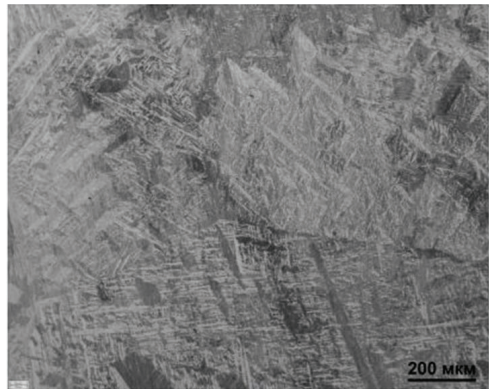


Рис. 16. Микроструктура сплава ПТ-7 М после закалки: а — 940 °С (стрелками указаны нерастворившиеся частицы  $\alpha$ -фазы); б — 950 °С

При определении  $T_{\text{пп}}$  сплавов других классов изменение микроструктуры может происходить иным образом. Так, в сплавах с большим

содержанием  $\beta$ -стабилизаторов (типа ВТ22 и более легированных) при закалке из  $\beta$ -области может быть полностью зафиксирована  $\beta$ -фаза.

Для определения  $T_{\text{пп}}$  методом пробных закалок используют, как правило, четыре—шесть образцов небольшого размера. Закалку образцов обычно проводят через 10–20 °С в интервале температур, соответствующем предполагаемому положению  $T_{\text{пп}}$  в исследуемом сплаве. Время выдержки после достижения необходимой температуры образцов при нагреве под закалку составляет от 20 до 25 мин, охлаждение образцов в воду происходит до комнатной температуры. Перед изготовлением микрошлифов с исследуемой поверхности путем механической обработки удаляют слой толщиной от 1 до 1,5 мм, так как в противном случае значение  $T_{\text{пп}}$  будет завышенным. Шлифы подвергают травлению, после чего исследуют микроструктуру при увеличении от 200 до 500 крат.

Величину  $T_{\text{пп}}$  определяют как среднюю между температурой нагрева под закалку, при которой в структуре остается минимальное число участков первичной  $\alpha$ -фазы, и температурой нагрева после закалки, при которой сплав имеет однофазную мартенситную или  $\beta$ -структуру. В производственных условиях допускается принимать за  $T_{\text{пп}}$  температуру нагрева под закалку, при которой в структуре сплава сохраняется до 5 % первичной  $\alpha$ -фазы. Для сплавов повышенной чистоты границы  $\beta$ -зерен и мартенсит часто выявляются нечетко; в этом случае закаленные образцы целесообразно подвергать старению при температуре от 500 до 600 °С в течение 4–6 ч.

Разновидностью металлографического способа определения  $T_{\text{пп}}$  является структурно-аналитический метод, который основан на использовании зависимости между  $T_{\text{пп}}$  температурой нагрева под закалку и количеством первичной  $\alpha$ -фазы. Так, для сплавов ВТЗ-1, ВТ8, ВТ9 в определенном интервале температур (до 60 °С ниже температуры превращения) справедливо соотношение

$$T_{\text{пп}} = T_{\text{зак}} + 1,38V_{\alpha},$$

где  $T_{\text{зак}}$  — температура нагрева под закалку в указанном интервале, °С;  $V_{\alpha}$  — объемная доля первичной  $\alpha$ -фазы, %.

С помощью этого метода можно определить  $T_{\text{пп}}$  путем закалки и исследования микроструктуры одного образца. Температуру нагрева под закалку выбирают, исходя из предлагаемого положения температуры превращения данного сплава. Количество  $\alpha$ -фазы в структуре опре-

деляют либо с помощью точечного или линейного анализа объемного состава [24, с. 10–11], либо путем использования эталонированных шкал структур с известным содержанием первичной  $\alpha$ -фазы.

Структурно-аналитический способ менее точен, чем метод пробных закалок, но отличается значительно большей производительностью. Его применение целесообразно для контроля  $T_{\text{пп}}$  серийных сплавов.

Для  $(\alpha+\beta)$ -титановых сплавов в практике часто используются упрощенный метод металлографического определения  $T_{\text{пп}}$ . В этом случае закаленные образцы непосредственно после удаления поверхностного слоя подвергают глубокому травлению в течение 3 мин в растворе, состоящем из 1 части HF, 2 частей  $\text{HNO}_3$  и 3 частей воды. При этом поверхность образцов, закаленных из  $(\alpha+\beta)$ -области, становится матовой, а после закалки из  $\beta$ -области остается блестящей.

Метод глубокого травления исключает операцию приготовления шлифов при определении  $T_{\text{пп}}$ , однако он применим только для  $(\alpha+\beta)$ -сплавов с исходной мелкозернистой структурой.

Также свое распространение получил способ определения  $T_{\text{пп}}$  титановых сплавов по данным химического анализа (на основе определения электронной концентрации).

По данным [9, с. 35–39], различие значений  $T_{\text{пп}}$ , определенных металлографически и указанным расчетным способом для ряда серийных сплавов, не превышает 10 °С. Трудоемкость расчетного способа очень мала, поскольку определяется лишь временем осуществления вычислительных операций, которые могут быть значительно ускорены путем использования ЭВМ.

### **2.1.3. Особенности формирования структуры титановых сплавов в процессе горячей пластической деформации**

Горячая деформация металлов сопровождается процессами упрочнения и разупрочнения, протекающими одновременно. Упрочнение выражается в повышении сопротивления деформированию за счет увеличения плотности дислокаций при деформации, а следовательно, в увеличении числа дислокационных барьеров, препятствующих дальнейшему развитию деформации. Упрочнение приводит к возрастанию упругой энергии искажений кристаллической решетки. Раз-



упрочнение происходит в результате возврата и рекристаллизации. Процессы, протекающие при возврате, не приводят к замещению деформированных зерен новыми зернами; однако внутри существующих зерен происходят тонкие структурные изменения. При рекристаллизации наблюдается поглощение старых деформированных зерен новыми равноосными зернами, свободными от напряжений. Движущей силой возврата и рекристаллизации является стремление к уменьшению упругой энергии искажений, достигаемое удалением избыточных точечных и линейных дефектов.

В процессе изготовления полуфабрикатов из титановых сплавов широко используется горячая деформация. Главная особенность процесса горячей деформации состоит в том, что сильное деформирование происходит при больших скоростях деформации и при высоких температурах — выше  $\sim 0,6 T_{пл}$ . Прочность и пластичность (вязкость) металлов в этих условиях горячей обработки существенно зависят от температуры и скорости деформации. То обстоятельство, что большие деформации, достигаемые в процессе горячей обработки, не сопровождаются заметным деформационным упрочнением, свидетельствует об интенсивном развитии процессов динамического смягчения (разупрочнение) во время горячей деформации. Другими словами, горячая деформация сопровождается не только интенсивной перестройкой дислокационной структуры и сохранением только устойчивых при этих высоких температурах дислокационных построений, но и миграцией границ, связанных с развитием разупрочнения (рекристаллизации). По ряду причин горячую обработку проводят с большими скоростями деформации. Только в особых случаях формоизменения труднодеформируемых материалов низкие скорости деформации могут оказаться необходимыми, чтобы предупредить разрушение [5, с. 234].

Особенностью структуры деформированных двухфазных ( $\alpha+\beta$ )-сплавов является сильная зависимость их структуры от скорости охлаждения из интервала температур деформации, находящихся как в ( $\alpha+\beta$ )-области, так и в  $\beta$ -области. Это связано с полиморфным превращением в результате которого в процессе всего охлаждения происходит изменение количественного соотношения и состава фаз. Поэтому процесс формирования структуры деформированных двухфазных сплавов можно разбить на два почти равноценных по значению этапа: формирование структуры под влиянием деформации и формирование ее в результате охлаждения после деформации. В зависимости

от условий деформирования процесс деформации двухфазных сплавов может осуществляться целиком в однофазной  $\beta$ -области, в двухфазной  $(\alpha+\beta)$ -области или начаться в  $\beta$ -области, а закончиться в  $(\alpha+\beta)$ -области.

При деформации в  $\beta$ -области форма  $\beta$ -зерен изменяется в соответствии со степенью деформации. Будучи равноосным до деформации,  $\beta$ -зерно сплющивается, вытягивается вдоль направления течения металла (рис. 17, схемы *а-в*). В крупных  $\beta$ -зернах нередко возникают извилистые полосы деформации (рис. 17, *г*).

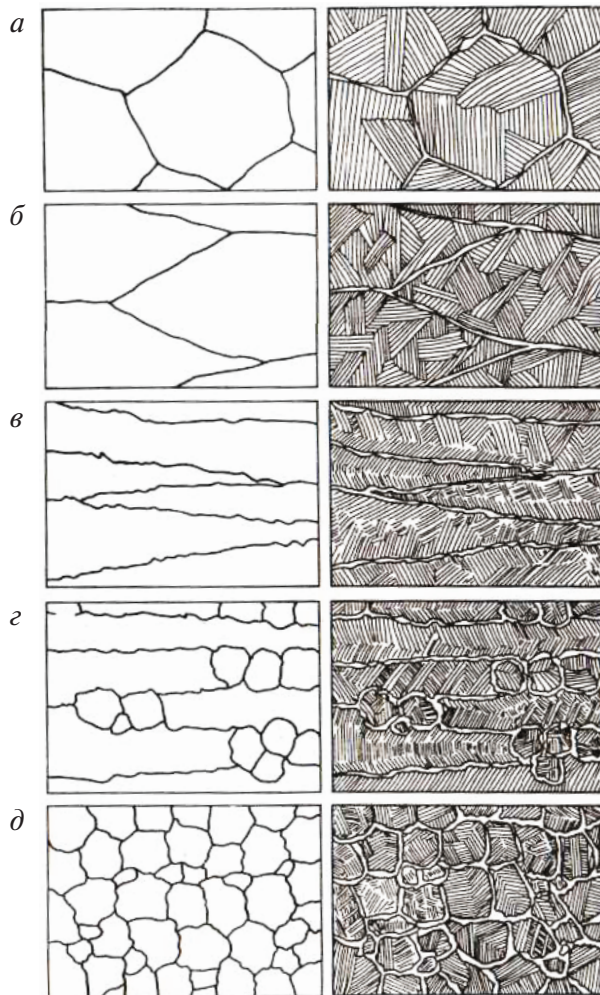


Рис. 17. Схемы изменения формы  $\beta$ -зерен при деформации при температурах  $\beta$ -области [5, с. 68]

При определенных температурно-скоростных условиях деформации начинается динамическая рекристаллизация  $\beta$ -фазы — в структуре появляются мелкие (от 10 до 30 мкм) равноосные  $\beta$ -зерна, местами предпочтительного образования которых являются стыки и границы деформированных зерен и полосы деформации. Увеличение количества равноосных зерен свидетельствует об увеличении степени рекристаллизации. В случае полной рекристаллизации  $\beta$ -фазы при деформации структура целиком состоит из мелких равноосных  $\beta$ -зерен (рис. 17, д). Однако эта структура — явление труднодостижимое для деформированного в  $\beta$ -области титана.

Рекристаллизация при деформации в  $\beta$ -области идет из небольшого числа центров; немногочисленные новые зерна, возникшие в результате динамической рекристаллизации  $\beta$ -фазы, уже в процессе охлаждения от температуры деформации до температуры начала  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения, особенно в случае замедленного охлаждения, могут быстро вырасти до размеров 100 мкм и более [5, с. 67].

На рис. 18 приведена типичная диаграмма структурного состояния (ДСС)  $\beta$ -фазы деформированного титанового сплава на примере сплава BT22. На диаграмме в координатах «температура деформации  $\theta$  — скорость деформации  $\varepsilon$ » линией *DD* отмечена температурно-скоростная граница начала динамической рекристаллизации, положение которой отражает известную тенденцию: при увеличении температуры и снижении скорости деформации (левее и выше линии *DD*) склонность к динамической рекристаллизации увеличивается. При деформировании по режимам, описываемым точками на *CC*, расположенными правее линии *DD*, рекристаллизация не успевает начаться, субзеренная структура очень несовершенна и высока плотность нерегулярных дислокаций. Такая структура неустойчива при высоких температурах, характерных для  $\beta$ -области, и продолжает перестраиваться в процессе охлаждения деформированного металла с образованием рекристаллизованных зерен. Чем выше запасенная в результате деформации энергия, т.е. чем ниже температура, выше скорость и степень деформации, тем полнее проходит рекристаллизация в процессе охлаждения. На диаграмме область интенсивной рекристаллизации, развиваемой при охлаждении после деформации, расположена правее и выше линии *CC*. После деформации по режимам, соответствующим этой области, металл неизбежно имеет частично или полностью рекристаллизованную структуру.



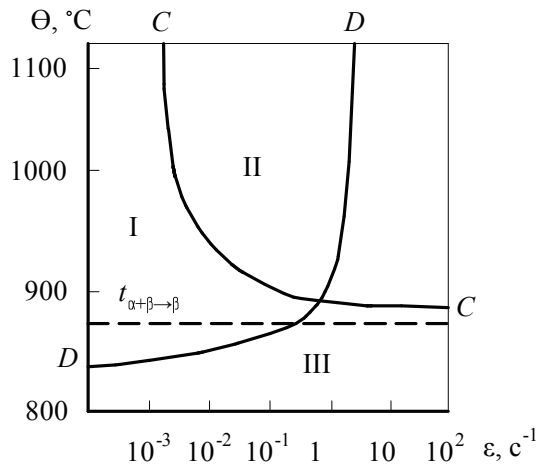


Рис. 18. Диаграмма структурного состояния  $\beta$ -фазы сплава ВТ22 после 50%-ной деформации и охлаждения в воде [5, с. 15]:

I — область динамической рекристаллизации; II — область спонтанной рекристаллизации; III — область нерекристаллизованного состояния

Рекристаллизованные зерна, возникшие при охлаждении после деформации, всегда совершеннее и крупнее динамически рекристаллизованных зерен. Однако они начинают формироваться и расти так же, как и последние, на границах деформированных зерен и располагаются в приграничных объемах в один слой (рис. 19, а). Новые зерна непрерывно растут до соприкосновения с зернами, растущими от противоположной границы исходного зерна (рис. 19, б). В момент их соприкосновения достигается полная рекристаллизация. Далее происходит собирательный рост зерен (рис. 19, в) [5, с. 13–23].

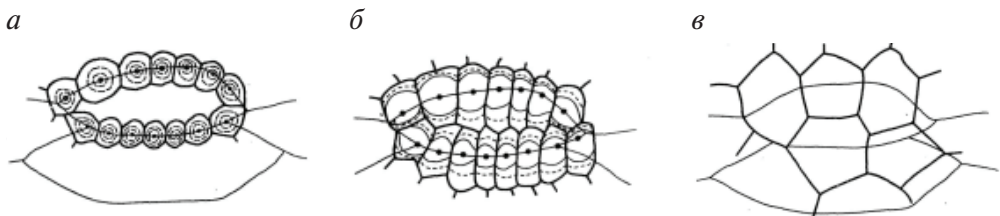


Рис. 19. Схема изменения зеренной структуры сплавов при рекристаллизации в  $\beta$ -области [5, с. 16]

При охлаждении деформированного сплава ниже температур начала выделения  $\alpha$ -фазы увеличение размеров зерен  $\beta$ -фазы резко затормаживается.

Независимо от скорости охлаждения  $\alpha$ -фаза начинает выделяться на дефектах  $\beta$ -фазы, таких как границы деформированных и рекристаллизованных  $\beta$ -зерен, полосы деформации, границы  $\beta$ -субзерен. Благодаря оторочке из  $\alpha$ -фазы расположение этих дефектов становится видимым под оптическим микроскопом, по ней можно судить о форме и размерах  $\beta$ -зерен даже при малом содержании остаточной  $\beta$ -фазы в сплаве.

Внутризеренная  $\alpha$ -фаза, выделяющаяся при охлаждении, всегда имеет пластинчатый характер. Узор, который образуют  $\alpha$ -пластины при их пересечении плоскостью шлифа, определяется ориентировкой  $\beta$ -зерна, в котором они возникли. Зерна, имеющие различный узор пластин, имеют различную ориентировку  $\beta$ -фазы. В пределах одного  $\beta$ -зерна узор постоянен, однако ориентировка одинаковых элементов узора в одном зерне реагирует на разориентировку отдельных фрагментов  $\beta$ -зерна.

Для деформированных  $\beta$ -зерен в отличие от рекристаллизованных  $\beta$ -зерен характерна вытянутая в той или иной степени форма  $\alpha$ -колоний, внутризеренных  $\alpha$ -пластин и более дисперсная структура выделяющейся  $\alpha$ -фазы.

Изменение скорости охлаждения в интервале температур ниже  $\beta \rightarrow (\alpha + \beta)$ -превращения влияет в основном на количество частиц и дисперсность выделяющейся  $\alpha$ -фазы. Увеличение скорости охлаждения способствует получению более тонкой  $\alpha$ -оторочки вокруг  $\beta$ -зерен и измельчению внутризеренного строения, но общий характер структуры не изменяется.

В случае деформации при температурах  $(\alpha + \beta)$ -области в деформации принимают участие  $\beta$ -фаза и  $\alpha$ -фаза первичная, существующая при температуре нагрева под деформацию. Количество деформируемой  $\alpha$ -фазы тем больше, чем ниже температура деформации.

Структура  $\beta$ -фазы при  $(\alpha + \beta)$ -деформации изменяется так же, как и при деформации в  $\beta$ -области. Однако при  $(\alpha + \beta)$ -деформации резко ускоряется процесс рекристаллизации  $\beta$ -фазы, новые равноосные  $\beta$ -зерна появляются не только по границам исходных деформированных  $\beta$ -зерен, но и внутри  $\beta$ -зерна, в  $\beta$ -прослойках между пластинами. Размер рекристаллизованных  $\beta$ -зерен в зависимости от температуры и скорости деформации в большинстве двухфазных сплавов изменяется в пределах от 5 до 40 мкм.

Различные стадии изменения формы  $\alpha$ -пластин при  $(\alpha+\beta)$ -деформации схематично показаны на рис. 20. С увеличением степени деформации форма  $\alpha$ -пластин изменяется так, что все они, в том числе и  $\alpha$ -оторочка бывшего  $\beta$ -зерна, стремятся расположиться вдоль направления течения металла, образуя волокнистую структуру. При значительной степени деформации, превышающей 50 %,  $\alpha$ -оторочку бывшего  $\beta$ -зерна уже трудно отличить от внутризеренных деформированных  $\alpha$ -пластин. Внутренняя структура деформированной  $\alpha$ -фазы довольно сложна и неоднородна. После  $(\alpha+\beta)$ -деформации при любых температурах в деформированных  $\alpha$ -пластинах наблюдаются двойники деформации и субзерна различной формы и размера [5, с. 67].

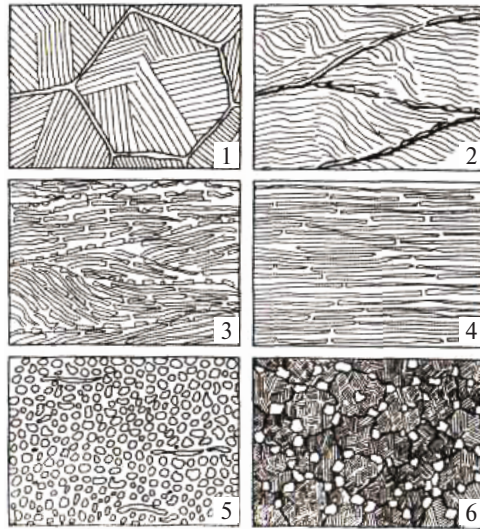


Рис. 20. Схема изменения формы  $\alpha$ -пластин при  $(\alpha+\beta)$ -деформации [5, с. 69]:

1–4 — изменение структуры при увеличении степени деформации;  
5, 6 — при повышении температуры деформации

Плотность двойников и степень совершенства субзеренной структуры сильно различаются в разных  $\alpha$ -пластинах, что говорит о значительной микронеоднородности деформации  $\alpha$ -фазы.

При определенных условиях, характеризующихся низкими скоростями и повышенными температурами деформации, в  $\alpha$ -фазе происходит динамическая рекристаллизация, которая приводит к образованию новых равноосных  $\alpha$ -зерен внутри деформированных  $\alpha$ -пластин. Размер этих  $\alpha$ -зерен не превышает толщину пластин, которая в двухфазных

сплавах при температурах деформации составляет обычно несколько микрон. Малый размер рекристаллизованных зерен затрудняет их наблюдение при металлографическом исследовании.

Рекристаллизация  $\alpha$ -фазы пластинчатого типа при деформации протекает довольно вяло и никогда не бывает полной. При определенных температурно-скоростных условиях деформацию  $\alpha$ -фазы может сопровождать глобуляризация — процесс деления  $\alpha$ -пластин на частицы. Внешним проявлением такого процесса является образование лунки на межфазной границе, например на границе двойника, рекристаллизованного  $\alpha$ -зерна или  $\alpha$ -субзерна. Лунки, углубляясь со временем, придают межфазным границам своеобразную волнистость. Конечной стадией этого процесса является деление  $\alpha$ -пластины на отдельные частицы — глобули, форма и продольные размеры которых могут быть очень разными.

Причины глобуляризации не совсем ясны — движущей силой этого процесса считают изменение поверхностной энергии в месте выхода на межфазную поверхность внутренней границы, образовавшейся в пластине по какой-либо причине.

При охлаждении сплава от температуры  $(\alpha+\beta)$ -деформации до комнатной происходит дальнейшее формирование его структуры. В каком виде выделится при этом  $\alpha$ -фаза, целиком зависит от скорости охлаждения.  $\alpha$ -Фаза начинает выделяться прежде всего на таких дефектах структуры, как межфазные границы, границы  $\beta$ -зерен и  $\beta$ -субзерен. Образование оторочки  $\alpha$ -фазы по границам новых образовавшихся при деформации  $\beta$ -зерен и  $\beta$ -субзерен предотвращает их рост и создает возможность «увидеть» структуру  $\beta$ -фазы.

При деформировании в интервале температур, начало которого соответствует  $\beta$ -области, окончание —  $(\alpha+\beta)$ -области, образующаяся структура зависит от температурного интервала, приходящегося на  $(\alpha+\beta)$ -область, и от степени деформации, проводимой в  $(\alpha+\beta)$ -области. При степенях деформации больших 50–60 % она аналогична описанной выше структуре, получаемой путем  $(\alpha+\beta)$ -деформации. При меньших степенях  $(\alpha+\beta)$ -деформации структура отличается значительной локальной неоднородностью тем большей, чем шире температурный интервал  $(\alpha+\beta)$ -деформации, и выражающейся в чередовании участков с  $\alpha$ -пластинами, деформированными в резко различной степени. Возникновение этой микронеоднородности связано с тем, что понижение температуры при  $(\alpha+\beta)$ -деформации сопро-

вождается выделением все новых и новых порций  $\alpha$ -фазы, которые начинают деформироваться только тогда, когда выделившаяся при более высоких температурах  $\alpha$ -фаза, и в первую очередь  $\alpha$ -оторочка вокруг старых  $\beta$ -зерен уже претерпели значительную деформацию и подверглись соответствующим изменениям (рис. 21) [9, с. 208–226].

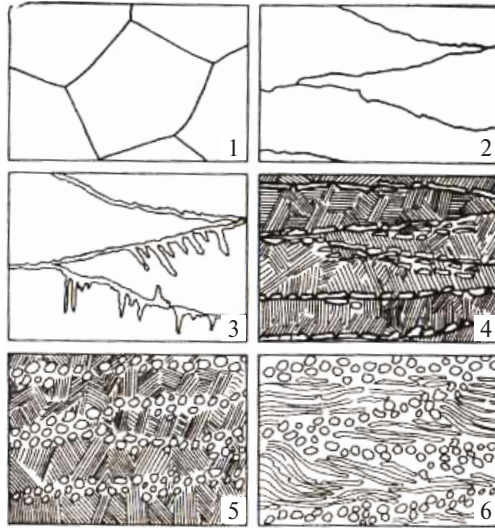


Рис. 21. Схема изменения структуры двухфазного сплава при деформации в интервале температур, с началом в  $\beta$ -области и окончанием в  $(\alpha+\beta)$ -области [5, с. 71]:

1–6 — изменение структуры при увеличении степени деформации

Описанные закономерности изменения структуры справедливы для всех мало- и среднелегированных  $(\alpha+\beta)$ -титановых сплавов (например, ОТ4, ВТ6, ВТ3-1, ВТ8, ВТ9, ВТ14). Несколько отличные от описанных выше типы структур образуются в высоколегированных  $(\alpha+\beta)$ -титановых сплавах (например, в сплавах ВТ23, ВТ22, ВТ16). Деформация высоколегированных титановых сплавов чаще всего происходит при температурах однофазного  $\beta$ -состояния или несколько ниже  $T_{\text{пл}}$ . При этом в зависимости от температуры и степени деформации могут образовываться либо полностью рекристаллизованные, либо частично или полностью нерекристаллизованные структуры.

Образование различных типов структур в зависимости от параметров деформации принято изображать в виде диаграмм структурных состояний.

Диаграмму структурных состояний для высоколегированных титановых сплавов (типа ВТ22) в зависимости от температуры и степени деформации можно представить в виде нескольких областей (рис. 22) [25, с. 46].

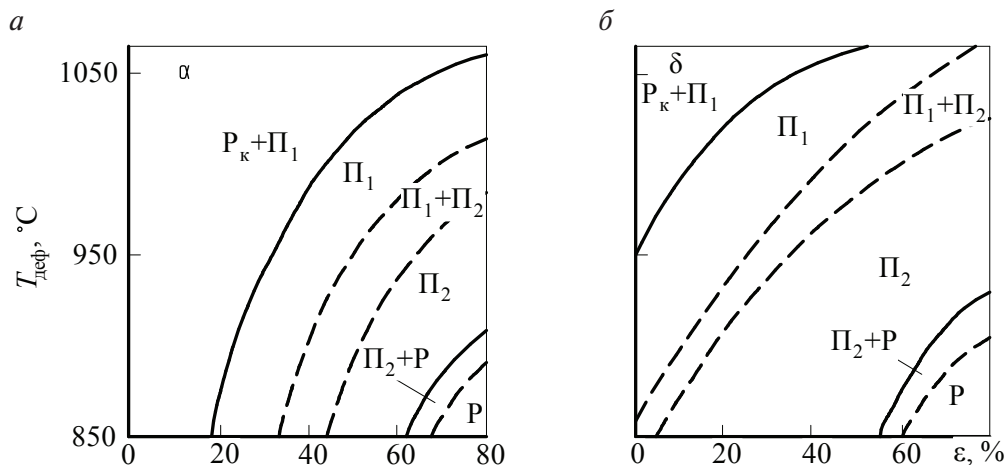


Рис. 22. Диаграмма структурных состояний сплава ВТ22 с исходной рекристаллизованной (а) и полигонизованной (б) структурой при деформации со скоростью  $\dot{\varepsilon} = 10 \dots 10^2 \text{ с}^{-1}$  [25, с. 47]:

$P$  — рекристаллизованная мелкозернистая;  $P_k$  — рекристаллизованная крупнозернистая;  
 $\Pi_1$  и  $\Pi_2$  — полигонизованная 1-го и 2-го типа соответственно

На рис. 22, а в области ( $P_k + \Pi$ ) структура, получаемая после деформации, в основном рекристаллизованная с небольшим количеством полигонизованных участков; в  $\Pi_1$  — полигонизованная первого типа, в ( $\Pi_1 + \Pi_2$ ) — смешанная структура и в  $\Pi_2$  — полигонизованная второго типа. В области ( $\Pi_2 + P$ ) наряду с полигонизованной структурой появляется большое количество участков с новыми рекристаллизованными зернами и, наконец, в  $P$  структура представлена полностью рекристаллизованными зернами, которые образуются в результате прохождения динамической рекристаллизации или после нее. Представленная диаграмма описывает области, которые можно получить при деформации исходной рекристаллизованной заготовки. Если деформировать заготовку, имеющую исходную нерекристаллизованную (полигонизованную) структуру (рис. 22, б), то вид диаграммы принципиально не изменится: расширится область существования структуры второго типа и увеличится область прохождения процессов первичной рекристаллизации.

Различные стадии полигонизации характеризуются образованием субзерен определенной формы, с характерным углом разориентиров-



ки между ними. Первый тип характеризуется образованием субзерен вытянутой формы с углом разориентировки  $1-3^\circ$ . Второй — образуется с ростом степени деформации и характеризуется более равноосной формой субзерен и углом разориентировки  $3-5^\circ$ . Образование полигонизованной структуры второго типа характеризуется получением в термоупрочненном состоянии достаточно высоких ( $\psi > 25\%$ ) характеристик относительного сужения при повышенных значениях временного сопротивления ( $\sigma_b \geq 1200$  МПа).

Исходя из диаграмм структурных состояний, рекомендуемой областью деформации следует считать области существования определенного типа дислокационной структуры и, в частности, полигональной структуры второго типа, которая оказывает положительное влияние на процессы распада, протекающие при термической обработке [26, с. 27].

Для того чтобы иметь представление об изменении зеренной структуры титановых сплавов в зависимости от температуры и степени деформации используют также диаграммы, приведенные на рис. 23.

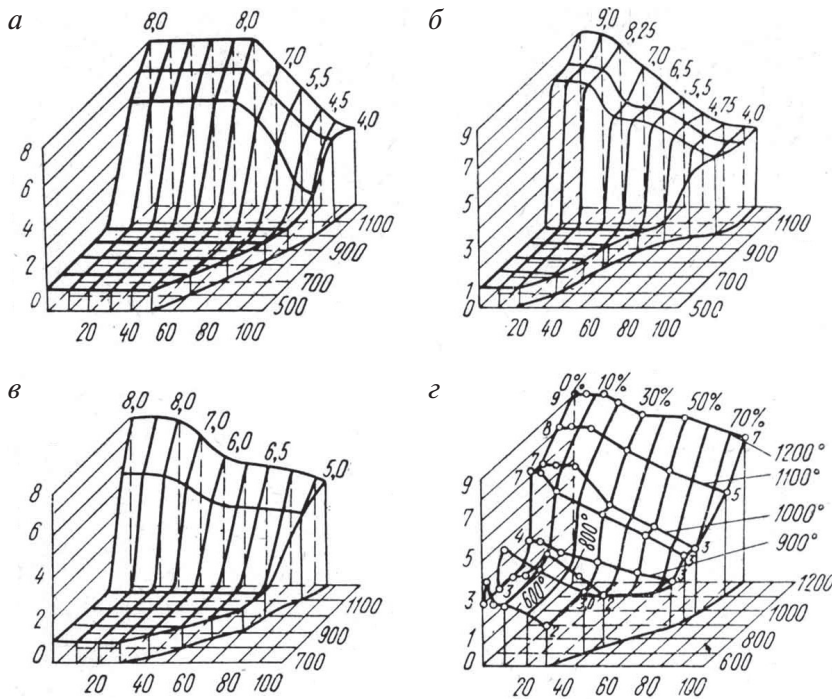


Рис. 23. Диаграммы изменения микроструктуры (по шкале балльности) титановых сплавов марок в зависимости от температуры и степени деформации [26, с. 339]:

а — BT1-0; б — BT5; в — BT3-1; з — BT15

## 2.2. Общие сведения о холодной пластической деформации

---

Холодной деформацией называют обработку давлением при температурах ниже температуры начала рекристаллизации. При холодной деформации рекристаллизация не происходит. Металл упрочняется, приобретает волокнистое строение. Зерна вытягиваются в направлении действующей силы (образуется текстура деформации) и несколько разворачиваются, вытягиваясь вдоль определенных кристаллографических направлений.

Способами холодной прокатки [27, с. 208–209] получают требуемые механические свойства труб, достигается высокая точность размеров и хорошее качество поверхности труб при деформации до 80 %.

### 2.2.1. Деформационная способность титановых сплавов в процессе холодной пластической деформации

При определении деформационной способности материалов в процессе холодной пластической деформации необходимо учитывать, что данный процесс обработки металлов давлением сопровождается значительными изменениями структуры деформируемого материала и соответственно изменениями его механических свойств. Явление упрочнения деформируемого материала, характерное для холодной деформации, обусловлено отсутствием процессов рекристаллизации и возврата, и как следствие, деформированием зерен и образованием сильно выраженной текстуры, в результате чего появляется анизотропия механических свойств. При этом основным фактором, влияющим на увеличение временного сопротивления, предела текучести, твердости и уменьшение относительного удлинения и сужения, является степень деформации.

Таким образом, для определения интервала допускаемых степеней холодной деформации исследуемого сплава требуется проведение экспериментальных исследований влияния степени деформации на изменение его структуры и механических свойств (построение экспериментальных кривых упрочнения).

Так, например исследование влияния степени холодной деформации сплава Ti-3Al-2,5V на изменение его микроструктуры и механи-



ческих свойств было реализовано прокаткой в двухвалковой клети по схеме калибровки «овал—овал» с диаметром валков 110 мм [28, с. 40]. Следует отметить, что данный процесс обработки давлением в большей степени схож со схемой напряженного состояния реального процесса прокатки на стане ХПТ.

Холодную деформацию проводили в режиме последовательного увеличения величины обжатия. Коэффициент вытяжки  $\mu$  определялся путем измерения площадей поперечного сечения заготовки  $F_{0i}$  и полученного раската  $F_{li}$  и рассчитывали по следующей формуле:

$$\mu = \frac{F_{0i}}{F_{li}}. \quad (13)$$

Для определения коэффициентов деформации, характеризующих производительность процессов холодной прокатки труб, применим следующие обозначения:

$D$  — наружный диаметр трубы, мм;

$s$  — толщина стенки трубы, мм;

$d$  — внутренний диаметр трубы, мм;

$l$  — длина трубы, мм;

$F$  — площадь поперечного сечения трубы, мм<sup>2</sup>.

Размеры трубы до прокатки обозначаются индексом «0» — ноль при букве, например  $D_0$ ,  $s_0$  и т. д. При обозначении размеров трубы после первой, второй и так далее прокаток к букве добавляются соответствующие цифровые индексы, например  $D_1$ ,  $D_2$ . Параметры трубы при последней прокатке обозначаются буквой  $n$ , например  $D_n$ ,  $F_n$ .

Ниже приведем зависимости при холодной прокатке труб.

Толщина стенки трубы:

$$s = \frac{D - d}{2}. \quad (14)$$

Площадь поперечного сечения трубы:

$$F = \pi(D - s)s. \quad (15)$$

Внутренний диаметр трубы:

$$d = D - 2s, \quad (16)$$

или

$$d = \sqrt{D^2 - 1,274F}. \quad (17)$$

Наружный диаметр трубы:

$$D = \frac{F}{\pi s} + s. \quad (18)$$

В результате деформации металла при прокатке уменьшаются наружный и внутренний диаметры, толщина стенки и площадь поперечного сечения трубы. Величина, на которую уменьшается площадь поперечного сечения трубы, называется абсолютным обжатием  $U$ , мм<sup>2</sup>:

$$U = F_0 - F_1. \quad (19)$$

Относительным обжатием  $u$ , %, называют отношение абсолютного обжатия к начальной площади поперечного сечения трубы:

$$u = \frac{F_0 - F_1}{F_0} \cdot 100 \%. \quad (20)$$

При прокатке пользуются понятием коэффициента уменьшения сечения. Коэффициентом уменьшения сечения  $k$  называют отношение площади поперечного сечения трубы после прокатки к площади поперечного сечения трубы до прокатки:

$$k = \frac{F_1}{F_0}. \quad (21)$$

Коэффициент уменьшения сечения  $k$  всегда меньше единицы.

При прокатке в результате уменьшения поперечного сечения трубы увеличивается ее длина. Различают абсолютное и относительное удлинение. Под абсолютным удлинением  $\Delta l$  понимают разность между длиной трубы после и до прокатки:

$$\Delta l = l_1 - l_0. \quad (22)$$

Отношение абсолютного удлинения к длине трубы после прокатки называется относительным удлинением (вытяжкой):

$$\delta = \frac{l_1 - l_0}{l_1} \cdot 100 \%. \quad (23)$$

При прокатке часто приходится иметь дело с коэффициентом вытяжки  $\mu$ , под которым понимается отношение длины трубы, полученной после прокатки, к длине трубы до прокатки:

$$\mu = \frac{l_1}{l_0}, \quad (24)$$

откуда

$$l_1 = \mu l_0. \quad (25)$$

Из выражений (24) и (27) легко заметить, что между коэффициентом вытяжки  $\mu$  и коэффициентом уменьшения сечения  $k$  существует следующая зависимость:

$$\mu = \frac{1}{k} = \frac{F_0}{F_1} \text{ и } k = \frac{1}{\mu}. \quad (26)$$

Коэффициент частной вытяжки за один проход равен  $\mu$ , а общая вытяжка  $\mu_{\text{об}} = \mu_1 \mu_2 \dots \mu_n$ .

Допустимый коэффициент вытяжки  $\mu$  определяется по формуле (27).

Суммарный коэффициент вытяжки на всем количестве прокаток:

$$\mu = \frac{F_0}{F_n}. \quad (27)$$

Средний коэффициент вытяжки:

$$\mu_{\text{ср}} = \sqrt[n]{\frac{F_0}{F_n}} \text{ или } \mu_{\text{ср}}^n = \frac{F_0}{F_n}. \quad (28)$$

Площади поперечных сечений труб по проходам  $F_1, F_2, F_3, \dots, F_n$ :

$$F_1 = \frac{F_0}{\mu_{\text{ср}}}; F_2 = \frac{F_1}{\mu_{\text{ср}}}; \dots; F_n = \frac{F_{n-1}}{\mu_{\text{ср}}}. \quad (29)$$

Число проходов  $n$  определяется по следующей формуле:

$$n = \frac{\lg F_0 - \lg F_n}{\lg \mu_{\text{ср}}}. \quad (30)$$

Величина подачи  $m$ , при холодной прокатке:

$$m = \frac{l_k}{(2-3)\mu}, \quad (31)$$

где  $l_k$  — длина калибровочного участка ручья, мм.

Уширение по диаметру трубы:

$$\Delta b = b - D, \quad (32)$$

где  $b$  — ширина калибра, мм.

Уменьшение толщины стенки  $\Delta s$  по всему периметру:

$$\Delta s = s_0 - s_1. \quad (33)$$

### **2.2.2. Особенности формирования структуры титановых сплавов в процессе холодной пластической деформации**

Холодная деформация изменяет форму зерен. В процессах обжатия в направлении максимальной деформации удлиненные зерна вытягиваются, вдоль направления максимального укорочения размеры зерен уменьшаются. В результате равноосные зерна до деформации приобретают форму дисков. В сечении максимального удлинения все зерна имеют вытянутую форму, такая структура называется волокнистой.

Энергия, затрачиваемая на деформацию, частично сохраняется в решетке в виде энергии дополнительных напряжений, но большая ее часть — до 90 % выделяется в виде тепла. В результате происходит нагрев деформируемого металла. Изменение температуры зависит от скорости деформации и условий охлаждения. Чем выше скорость деформации и ниже скорость охлаждения, тем выше температура в конце деформации. Стоит отметить, что температура при холодной обработке цветных металлов повышается на несколько десятков градусов.

Вопросы формирования текстуры в трубах из титановых сплавов подробно рассмотрены на примере сплава Grade 9 (Ti-3Al-2,5V). Для холоднокатаных труб из титановых сплавов характерны два однокомпонентных вида текстуры: радиальная и тангенциальная, а также двухкомпонентная радиально-тангенциальная.

Согласно [29, с. 10–35] текстура трубы в радиально-тангенциальной плоскости может быть (рис. 24) в значительной степени изменена при варьировании характера обжатия в холодном состоянии. Если применяется сильное обжатие по толщине стенок, трубы будут содержать большее количество кристаллов, имеющих базисные полюса вблизи радиального направления. Если обжатие происходит главным образом по диаметру трубы, кристаллы имеют тенденцию к окружной (тангенциальной) ориентации вокруг трубы.

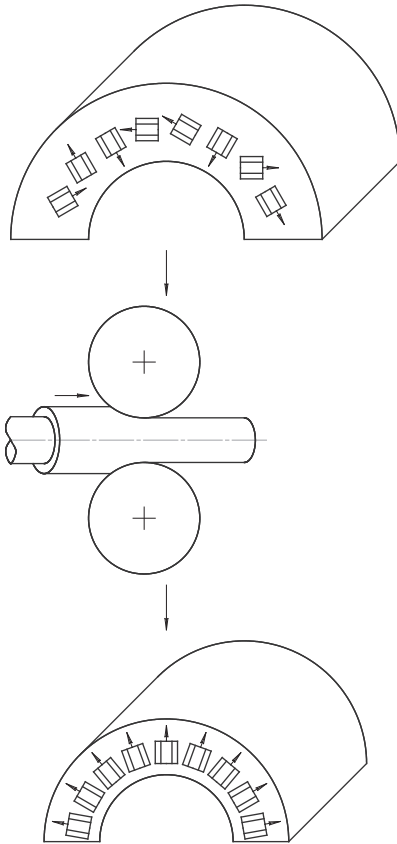
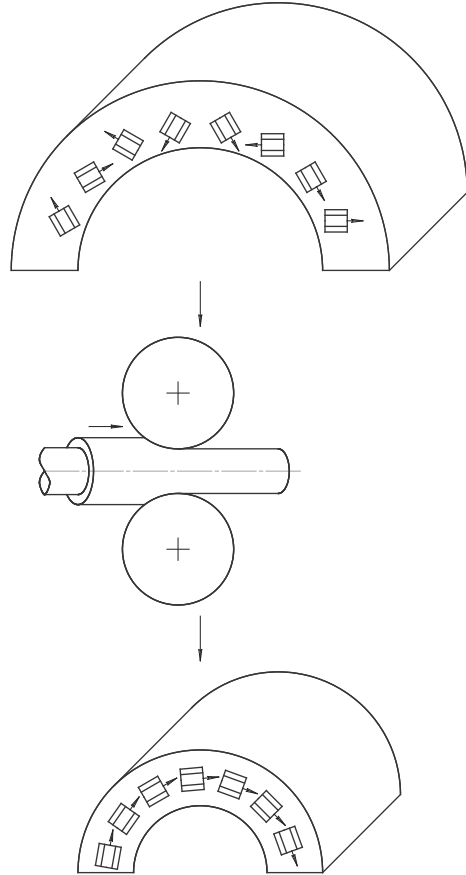
*a**б*

Рис. 24. Формирование текстуры в трубах из титанового сплава Grade 9 холодной прокаткой [29, с. 10]:

*a* — радиальная; *б* — тангенциальная

В англоязычной литературе [30, с. 325–359]; [31, с. 1]; [32, с. 39–45] введен параметр  $Q = \frac{\ln \varepsilon_{rr}}{\ln \varepsilon_{\phi\phi}}$  как отношение обжатия по толщине стенок

( $\varepsilon_{rr}$ ) к обжатию по диаметру ( $\varepsilon_{\phi\phi}$ ). При обжатии трубы со значениями  $Q > 1$  в трубе формируется радиальная текстура, при  $Q < 1$  — тангенциальная текстура, при  $Q = 1$  — радиально-тангенциальная [29, с. 7–33]; [33, с. 39–45]. В работах [33, с. 39–45; 34, с. 31–38] приведены рекомендации по изготовлению инструмента и маршрутам холодной прокатки труб с разными значениями  $Q$ .

В патентах [35, с. 1] и [36, с. 1] предложено получение сварных труб из коррозионно-стойкого сплава Grade 9 с созданием в них радиальной текстуры. Штрипс сворачивают и сваривают, а затем полученную трубную заготовку прокатывают на станах ХПТ с обжатием по стенке не менее 50 % и уменьшением диаметра внутреннего отверстия также не менее чем на 50 %. В результате этих операций получается готовая труба с радиальной текстурой.

В работах [29, с. 7–33]; [37, с. 263–286] показано влияние различных типов кристаллографической текстуры на свойства труб из титанового сплава Grade 9.

Радиальная текстура приводит к увеличению предела выносливости, повышает пластичность на изгиб.

Тангенциальная текстура улучшает пластические свойства на раздachu. Такую трубу можно отфланцевать на  $90^\circ$  к оси или расширить для необходимых соединений без образования трещин.

Активными исследованиями в области текстуры титановых сплавов, в том числе и Grade 9, в России занимались С. Я. Бецофен, Б. А. Колачев, Л. А. Бунин, В. А. Володин, Е. Б. Рубин, а также [38, с. 191–198]; [39, с. 152–160]; [40, с. 54–63]. В работе [40, с. 54–63] показано, что при холодной прокатке листов из сплава Ti-3Al-2,5V в них образуется базисная текстура (нормали к базисной плоскости кристаллита ориентированы в направлении толщины листа). При увеличении значения величины обжатия уменьшается призматическая (нормали к базисной плоскости кристаллитов ориентированы перпендикулярно направлению толщины листа) и увеличивается базисная текстура. Более высоких значений последней можно достичь при применении поперечной прокатки.

## Контрольные вопросы к главе 2

1. Какие факторы влияют на пластичность металла?
2. Что такое сопротивление деформации?
3. Дайте определение полиморфизму.
4. С какой целью определяют температуру полного полиморфного превращения  $T_{пп}$ ? Какими методами?
5. Как определяют сопротивление деформации?

6. В чем заключается сущность метода пробных закалок?
7. Как рассчитывается значение коэффициента вытяжки  $\mu$ ?
8. Что происходит со структурой металла в направлении максимальной деформации?
9. Для чего проводят пластометрические испытания?
10. Какие параметры необходимо знать для расчета сопротивления деформации и пикового усилия с применением комплекса программного обеспечения?
11. Какие скорости деформации обычно применяются при горячей деформации титановых сплавов?
12. Зависит ли структура деформированных двухфазных ( $\alpha+\beta$ )-сплавов от скорости охлаждения после горячей деформации?
13. Оцените влияние процессов рекристаллизации на формирование структуры титановых сплавов при горячей пластической деформации.
14. Что такое глобуляризация пластин? В каких случаях она имеет место?
15. В каких случаях возникает  $\alpha$ -оторочка на границах  $\beta$ -зерен?

### 3. Технологические особенности производства труб из титановых сплавов

---

В зависимости от физико-химических свойств исходного материала, сортамента труб и требований к их качеству деформацию осуществляют разными способами, которым присущи свои особенности, достоинства и недостатки.

#### 3.1. Процесс горячего прессования

---

Освоение производства прессованных изделий из сталей, жаропрочных сплавов и титана осуществлялось параллельно с развитием техники и технологий. По мере углубления исследований и совершенствования технологии решались вопросы изготовления изделий сложной формы с тонкими элементами и малыми допусками на размеры. На этом этапе наибольшее распространение получил процесс прессования по способу Ж. Сежурне. Сущность способа заключалась в том, что в качестве смазки применяли стеклопорошок, из которого изготавливали шайбу, устанавливаемую в контейнере между матрицей и нагретой заготовкой. Процесс обеспечивал промышленное производство профилей сложной конфигурации, однако качество их поверхности было невысоким, вызывало необходимость сплошной механической обработки. Полученные пресс-изделия были пригодны только как заготовки для изготовления профилей. Такие профили применяли, например, для изготовления кольцевых деталей авиадвигателей.

Усовершенствование способа Ж. Сежурне позволило в 1964 г. получить конструкционные профили из титановых сплавов.



Однако этот способ не обеспечивал получения профилей, которые могли быть использованы в машиностроении без механической обработки. Поэтому развитие технологии производства профилей пошло по пути совмещения процесса прессования и волочения.

Итак, в 1990-х годах в процессе семилетних исследований по совершенствованию технологии прессования и волочения фирмой «Republic Aviation Corporation» (США) были получены тонкостенные профили, не требующие механической обработки.

Исследовательские работы проводили на прессе усилием 2250 тс. По разработанной технологии кованую, обточенную и шлифованную заготовку, покрытую стеклосмазкой, помещали в металлический стакан, наполненный аргоном, и нагревали в печи сопротивления до 980 °С в течение 1 ч. Прессование вели из контейнера, подогретого до 530 °С, с применением четырех смазочных шайб из различных материалов. Процесс прессования длился ~2 с. Матрица была съемной, состоящей из трех частей, рабочую поверхность которых покрывали слоем окиси алюминия толщиной от 0,25 до 0,5 мм. Отпрессованные профили правили путем растяжения в нагретом состоянии, а затем калибровали методом волочения на цепном стане, оборудованном индукционным нагревателем.

В эти годы были также проведены значительные работы, направленные на повышение точности геометрии профилей и улучшение качества их поверхности.

Наряду с работами зарубежных исследователей по изысканию технологии прессования тонкостенных профилей практически одновременно крупные исследования проводились и советскими учеными.

Отличительная особенность отечественной технологии прессования тонкостенных профилей состоит в том, что процесс деформации осуществляется в условиях граничного трения. Такая особенность позволяет получать профили более точных размеров и одновременно обеспечивает высокое качество их поверхности.

### **3.1.1. Общие сведения о процессе прессования труб**

Процесс обработки металлов давлением, при котором изделие получается истечением металла из замкнутого объема через отверстие (матрицу), называют прессованием.

Рассмотрим схему процесса прессования (рис. 25), нагретую при необходимости до требуемой температуры заготовку 5, помещают в контейнер 4, с втулкой 6, с одного торца которого устанавливают матрицу 2 в специальном матрице-держателе 3, а с другого торца — поршень 8, называемый пресс-штемпелем (пуансоном). Пресс-штемпель передает давление пресса на заготовку 8 посредством пресс-шайбы 7 и заставляет металл вытекать из отверстия в матрице, образуя в результате пресс-изделие 1.

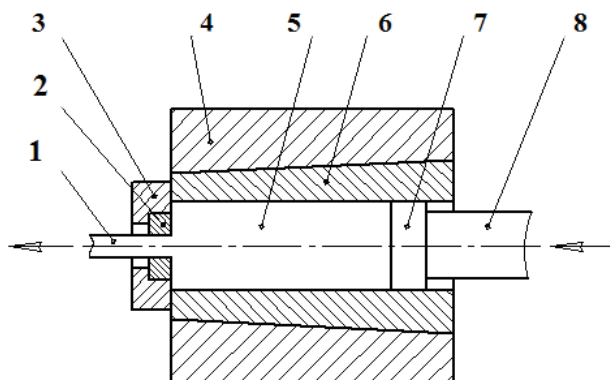


Рис. 25. Схема процесса прессования:

1 — пресс-изделие; 2 — матрица; 3 — матрицедержатель; 4 — контейнер; 5 — заготовка;  
6 — втулка контейнера; 7 — пресс-шайба; 8 — пресс-штемпель

К основным областям применения процесса прессования относят:

- производство профилей и труб сложной формы, особенно из металлов и сплавов, прессуемых с высокими скоростями истечения;
- производство полуфабрикатов сложной геометрии и повышенной точности;
- изготовление тонких нитей, из металлов, имеющих низкую прочность и трудно поддающихся волочению;
- среднее и мелкосерийное производство, а также обработка хрупких металлов и сплавов.

Все виды продукции, получаемые прессованием, классифицируют по следующим признакам.

#### **По прессуемым металлам или сплавам**

Перечень наименований металлов и сплавов, обрабатываемых прессованием, весьма велик и определяется не технологическими, а про-

изводственно-экономическими и эксплуатационными условиями. По основным производственным признакам все прессуемые металлы и сплавы классифицируют на следующие группы:

- стали различных марок;
- цветные металлы со сравнительно высокой плотностью, например медь, никель и сплавы на основе этих металлов;
- сплавы на основе алюминия;
- сплавы на основе магния;
- сплавы на основе титана;
- тугоплавкие и жаропрочные металлы и сплавы;
- порошки и гранулы из различных металлов и сплавов и т. д.

### **По форме и размерам поперечного сечения**

Различают пресс-изделия с постоянным, ступенчато- и плавнопеременным поперечным сечением. По рассматриваемому признаку также выделяют следующие группы пресс-изделий: сплошные (круг, квадрат, многогранник с двумя и более плоскостями симметрии, асимметричные и т. д.); полые с одной полостью (трубы с одной, двумя и более плоскостями симметрии, асимметричные); полые с двумя и более полостями (с одной, двумя и более плоскостями симметрии, асимметричные).

Широкий сортамент прессованных изделий из сталей и сплавов, различие их продольной и поперечной геометрии, высокий уровень требований, предъявляемых к ним в условиях эксплуатации, а также стремление повысить производительность их изготовления и эффективность применения вызвали необходимость разработки большого количества схем прессования.

#### **3.1.1.1. Способы прессования**

Более широкое распространение получил способ горячего прессования, которым изготавливают прутки диаметром от 3 до 250 мм, трубы наружным диаметром от 20 до 560 мм и толщиной стенки от 1,5 до 15 мм, а также другие разнообразные профили сложного сечения.

В зависимости от наличия или отсутствия перемещения заготовки в контейнере пресса различают прямое прессование и обратное прессование.

При прямом прессовании, схема которого аналогична схеме, представленной на рис. 25, направление течения металла совпадает с на-

правлением движения пресс-штемпеля, причем прессуемый металл перемещается в неподвижном контейнере.

При обратном прессовании (рис. 26) направление течения металла противоположно направлению движения пресс-штемпеля *1* с матрицей *4*, причем прессуемый металл *5* не перемещается в контейнере *3*, а движется сам контейнер или пресс-штемпель *1*.

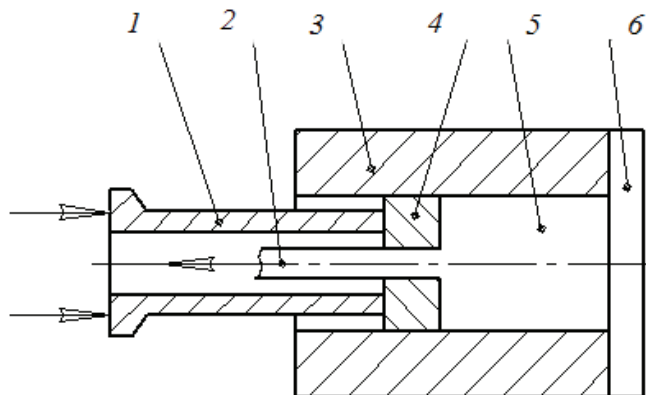


Рис. 26. Схема процесса обратного прессования:

*1* — пресс-штемпель; *2* — пресс-изделие; *3* — контейнер; *4* — матрица; *5* — заготовка;  
*6* — упор

В зависимости от типа применяемого оборудования и конструкции инструмента выделяют следующие методы прессования металлов [41, с. 24–25].

**Совмещенное прессование труб.** Используют в производстве труб диаметром свыше 100 мм. Сущность метода заключается в совмещении двух идущих один за другим процессов: прошивки без потери металла (образование стакана) и образования трубы методом прямого прессования. Схема совмещенного прессования представлена на рис. 27.

В контейнер вводят пресс-шайбу *2*, которая закрывает отверстие матрицы *1* на время образования стакана (прошивки слитка пресс-иглой *6*). Далее подают слиток *3*, который пресс-штемпелем *5* и пресс-шайбой *4* задвигается в контейнер. Перед началом прошивки (рис. 27, *а*) слиток обжимают для заполнения контейнера. На (рис. 27, *б*) показано положение слитка и инструмента в конце хода прошивки слитка. После образования стакана, пресс-шайбу *2* удаляют.

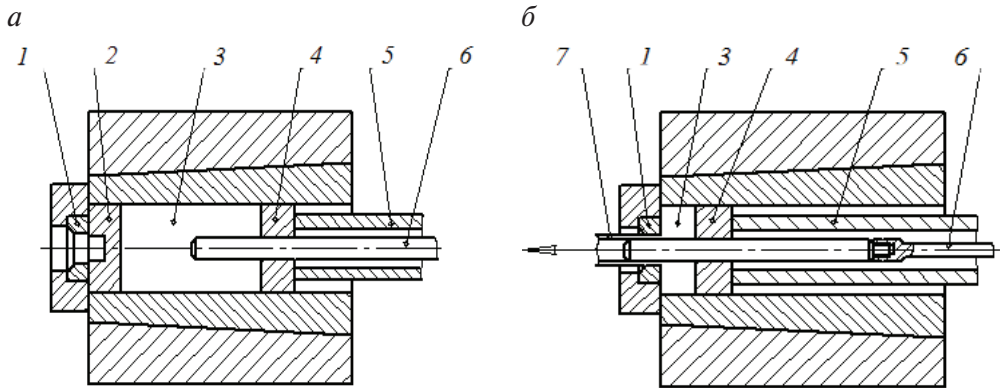


Рис. 27. Схема метода совмещенного прессования:

*а* — прошивка с обратным истечением стакана на пресс-иглу; *б* — прессование трубы с прямым истечением; 1 — матрица; 2 — пресс-шайба; 3 — заготовка; 4 — пресс-шайба; 5 — пресс-штемпель; 6 — пресс-игла; 7 — труба

**Поперечное (боковое) прессование.** Применяют для получения прутков и труб. Матрица 3 расположена под прямым углом к оси пресс-штемпеля 1. Усилие плунжера пресса действует на заготовку 5 в направлении ее продольной оси, а выпрессовываемый металл 4 выходит из матрицы 3 под углом  $90^\circ$  к направлению действия усилия пресса.

Боковое прессование может быть одно- и двухканальным с расположением матрицы с двух сторон контейнера. Боковое прессование позволяет получать изделия максимально возможной длины (рис. 28).

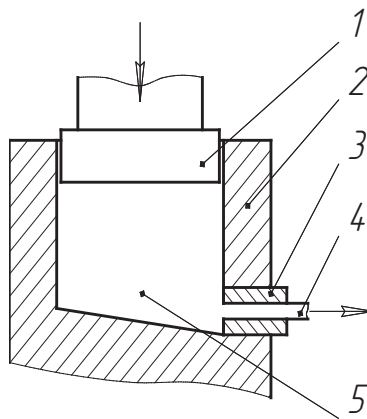


Рис. 28. Схема поперечного бокового прессования:

1 — пресс-штемпель; 2 — контейнер; 3 — матрица; 4 — пресс-изделие; 5 — заготовка

**Прессование труб и пустотелых профилей через комбинированную (язычковую) матрицу (прессование со сваркой).** Данный метод прессования осуществляется на прутковых прессах прямого действия следующим образом: нагретый металл при движении в контейнере под действием пресс-штемпеля рассекается гребнем матрицы на несколько потоков, которые обтекают иглу, вмонтированную в гребень матрицы, и в особых «карманах» свариваются под большим давлением.

Метод прессования пустотелых изделий в комбинированную матрицу освоен на алюминиевых и магниевых сплавах. Данный метод позволяет получать изделия с блестящей внутренней поверхностью и уменьшает разнотолщинность стенки.

**Прямое прессование профилей переменного сечения.** Осуществляют с применением конических игл или матриц с подвижными частями.

Прессование с применением конических игл (рис. 29), схоже с обычным прессованием труб, только вместо цилиндрической иглы применяют коническую иглу, образующую вместе с матрицей сечение необходимого профиля. Несмотря на то что прессование с помощью конических игл можно осуществить на любом имеющемся прессе, данный способ достаточно ограничен, поскольку при помощи него можно получить профили только сравнительно простой формы (швеллер, уголок, балка), а также вследствие сложности изготовления конических фасонных игл.

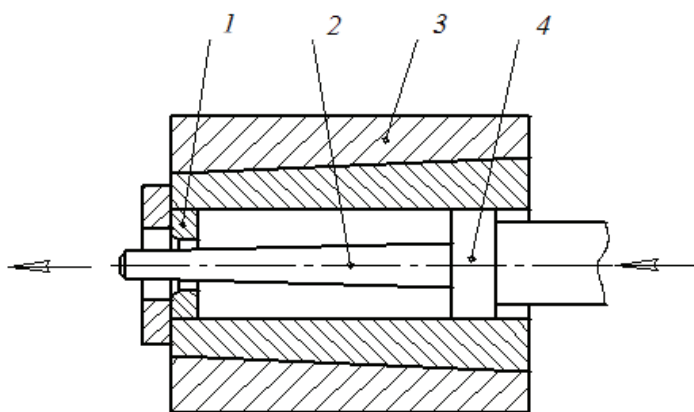


Рис. 29. Схема прессования профилей переменного сечения с помощью конической пресс-иглы:

1 — матрица; 2 — пресс-игла; 3 — контейнер; 4 — пресс-штемпель

**Прессование с помощью матриц с подвижными частями.** Применяют при производстве профилей переменного сечения из алюминиевых сплавов. В отличие от прессования профилей постоянных сечений этот способ состоит в том, что цельную матрицу заменяют составной, одна часть которой в процессе прессования перемещается.

Для перемещения подвижной части матрицы имеются специальные механизмы, устанавливаемые на прессе.

Различают:

- прессование с принудительным перемещением подвижной матрицы;
- прессование с использованием усилия деформации металла для перемещения подвижной матрицы.

Способы прессования профилей переменного сечения имеют ряд существенных недостатков, а именно: большое усилие перемещения матриц, сложность настройки и т.д.

**Обратное прессование профилей переменного сечения.** Проводят на обычных прессах. Схема прессования профилей переменного сечения методом обратного течения металла приведена на рис. 30. Для образования переменного сечения профиля служит контейнер 3 с изменяющимся поперечным сечением.

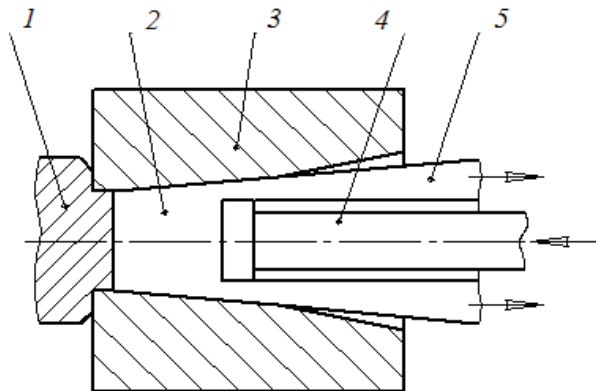


Рис. 30. Схема обратного прессования полых профилей с наружным переменным сечением:

1 — упор; 2 — заготовка; 3 — контейнер; 4 — пресс-штемпель; 5 — пресс-изделие

**Прямое прессование профилей периодического сечения.** Профили периодического сечения изготавливают длиной несколько десятков метров.

Они состоят или из профиля основного сечения и одной законцовки, или из профиля основного сечения и двух законцовок, или из профиля, в котором различные сечения повторяются периодически, неоднократно.

Законцовка — вторая ступень профиля, предназначенная для изготовления узла крепления профиля к другим элементам конструкции.

Для прессования профилей периодического сечения применяют разнообразные матрицы из двух, трех или четырех частей, при сборке составляющих очко матрицы [41, с. 102–104].

**Прямое прессование труб переменного и периодического сечения.** Трубы переменного по длине сечения можно изготовить только методом прессования. Для получения таких труб прямым методом (рис. 29) используют коническую иглу, которая и определяет при прессовании конус внутренней полости трубы.

Трубы из алюминиевых сплавов для бурильных установок делают с внутренними и внешними законцовками, с утолщениями концов трубы и с внутренними утолщениями — ребрами жесткости. Производство каждого из этих видов труб методом прессования индивидуально и требует своей настройки пресса, а также последовательности технологических операций.

Трубы переменного сечения прессуют также методом обратного истечения (рис. 30).

Прессование труб периодического сечения подробно рассмотрено в работе [41, с. 86].

**Прямое прессование труб и профилей несимметричного сечения.** В настоящее время возросла потребность в трубах и профилях из цветных металлов несимметричного сечения. Такие изделия прессуют с помощью матриц с холостым (паразитным) каналом, выполняемым большей частью круглого поперечного сечения, что позволяет заметно уменьшить осевую асимметрию деформации.

**Многониточное прессование.** Применяют в целях увеличения производительности процесса при прессовании несимметричных профилей и труб, а также при производстве профилей с очень малой площадью поперечного сечения.

На рис. 31, *а* показана матрица для прессования профиля несимметричного сечения с паразитным отверстием, на рис. 31, *б* показана 6-канальная матрица для прессования в несколько нитей.



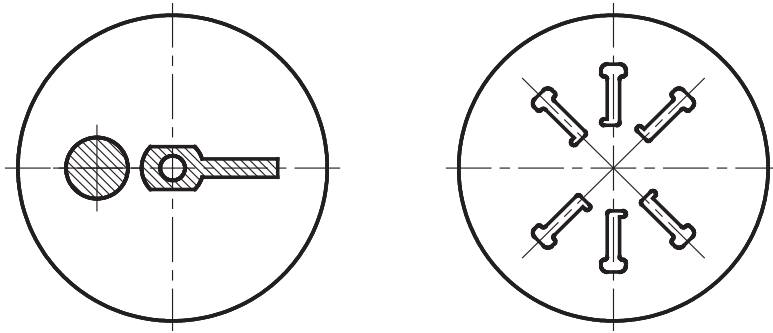


Рис. 31. Матрицы для прессования профилей несимметричного сечения:  
*а* — с паразитным отверстием; *б* — шестиканальная матрица

**Прессование с «рубашкой».** Применяют в целях исключения возможности проникновения поверхностных дефектов в пресс-изделие. Сущность рассматриваемого способа прессования заключается в следующем: одновременно с прессованием изделия от основной его массы отделяется периферийный продольный слой, образующий «рубашку» толщиной от 1 до 2 мм благодаря использованию пресс-шайбы диаметром от 2 до 4 мм меньше диаметра контейнера. К основным недостаткам данного способа относят увеличение количества металла, идущего в отход, а также повышенный износ технологического инструмента [42, с. 102]. Схема прессования прутка с «рубашкой» приведена на рис. 32.

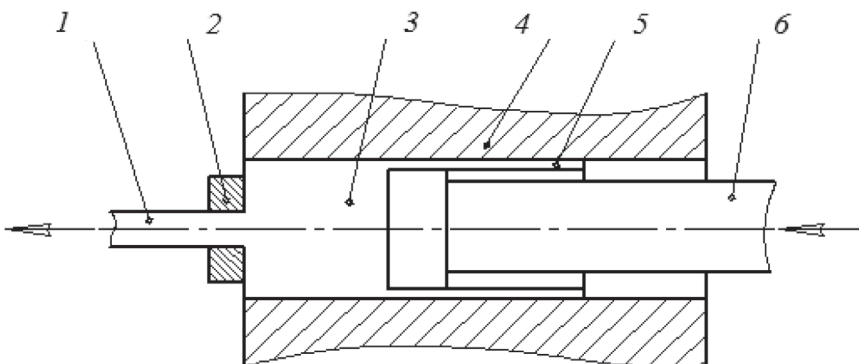


Рис. 32. Схема прессования круглого прутка с «рубашкой»:  
*1* — пресс-изделие; *2* — матрица; *3* — пресс-шайба; *4* — контейнер; *5* — «рубашка»;  
*6* — пресс-штемпель

**Способ прокатки-прессования** — один из новых и еще мало изученных способов (рис. 33). Способ заключается в следующем. После захвата и обжатия валками 2 заготовка 1, подвергаясь распрессовке, продвигается до упора в матрицу 3, после чего начинается процесс прессования с получением готового изделия 4, в данном случае прутка. Данный способ позволяет изготавливать сплошные и полые пресс-изделия небольшого сечения из цветных металлов и сплавов. Процесс прокатки-прессования характеризуется знакопеременной деформацией, которая способствует повышению пластичности обрабатываемого металла [43, с. 1].

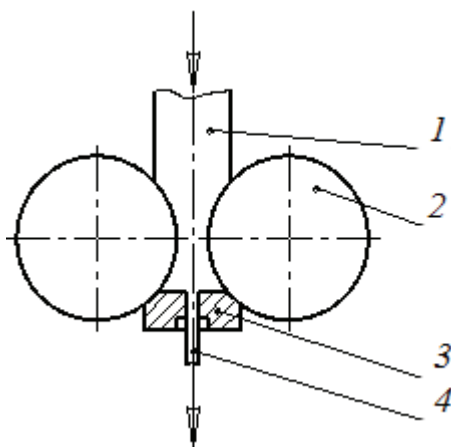


Рис. 33. Схема процесса прокатки-прессования:  
1 — заготовка; 2 — валки; 3 — матрица; 4 — пресс-изделие

**Способ литья и непрерывного прессования.** Также является одним из совмещенных процессов, одна из возможных схем которого приведена на рис. 34 [44, с. 21]. Способ литья и непрерывного прессования позволяет значительно уменьшить капитальные затраты и трудоемкость, увеличить коэффициент вытяжки и расширить сортамент изделий, даже в сравнении с таким способом, как совмещенные литье и прокатка.

Расплавленный металл 3 через литейную насадку 2 попадает на охлаждаемое колесо 3 установки, по мере вращения которого происходит накопление металла перед матрицей 4 и его последующее прессование. Данный способ позволяет получать трубы и профили с большим поперечным сечением. Производительность рассматриваемой установ-

ки зависит от диаметра колеса и при его значении 300 и 1400 мм соответственно составляет 300 и 6000 кг/ч.

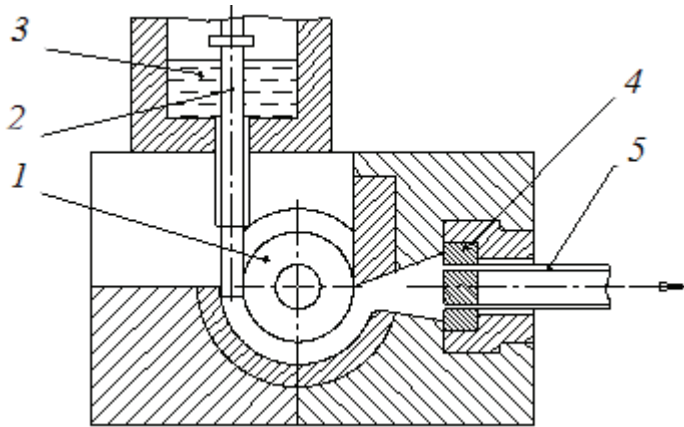


Рис. 34. Схема совмещенного процесса литья и непрерывного прессования:

1 — охлаждаемое колесо; 2 — литейная насадка; 3 — литой металл; 4 — матрица;  
5 — пресс-изделие

Следует отметить, что кроме перечисленных способов прессования, имеют место и такие способы как непрерывное прессование, вакуумное прессование, изотермическое прессование, прессование без пресс-остатка и т.д. [41, с. 102–105].

Процесс прессования в сравнении с другими видами обработки металлов давлением, в частности с прокаткой и ковкой, имеет следующие преимущества:

1. Вид напряженного состояния — всестороннее неравномерное сжатие значительно повышает пластичность металла и позволяет вести обработку с большими степенями деформации.

2. Возможность получения сплошных и полых профилей самых сложных конфигураций постоянного, переменного и периодического сечения по длине профиля.

3. Высокое качество поверхности, высокая точность геометрических размеров, отсутствие внутренних скрытых дефектов и более однородные свойства по сечению и длине заготовки.

4. Удобство производства малых серий за счет высокой маневренности при переходе с одного типоразмера изделия на другой.

5. Возможность изготовления биметаллических труб с одно- и двусторонним плакировочным слоем.

К основным технологическим недостаткам процесса прессования можно отнести следующее:

1. Ограничение скоростей прессования и истечения при производстве ряда металлов и сплавов, обусловленное нарушением целостности пресс-изделия при ведении процесса с большими скоростями.

2. Ограничение длины заготовки, обусловленное прочностью пресс-штемпеля, а также деформационными условиями.

3. Высокие потери металла на отходы, связанные с наличием пресс-остатка и способствующие снижению выхода годного.

4. Повышенная неравномерность деформации.

5. Сравнительно низкая стойкость технологического инструмента прессования и его высокая удельная стоимость.

### **3.1.1.2. Инструмент для прессования**

В процессе прессования качество и геометрические размеры прессованных изделий, а также производительность и экономичность процесса во многом определяются стойкостью технологического инструмента. Чтобы противостоять истиранию и изменению размеров в условиях высоких напряжений и температур, развивающихся в процессе прессования, металл инструмента должен обладать большим сопротивлением деформации, для чего при его изготовлении и используют высоколегированные, теплостойкие и высокопрочные стали.

Для более рационального использования дорогостоящих высокопрочных и теплостойких материалов инструмент для прессования выполняется составным. Благодаря этому становится возможным использовать для изготовления каждой детали инструмента материалы, свойства которых отвечают условиям работы детали.

К числу деталей технологического инструмента трубопрофильных прессов относят контейнер со встроенными в него втулками, матрицу, матрицедержатель, пресс-иглу, пресс-шайбу и пресс-штемпель.

**Контейнер.** В процессе деформации металла контейнер прессы испытывает высокие радиальные нагрузки, уровень которых может достигать 1000 МПа и выше. В целях снижения действующих на инструмент усилий контейнеры делают сборными (многослойными), состоящими из двух (внутренней и промежуточной) или более втулок.

Конструктивно контейнеры выполняют трех типов:

- с устройством для постоянного подогрева деталей контейнера до температур близких или равных температуре прессования;
- с устройством для постоянного подогрева деталей контейнера перед прессованием до температур значительно меньших, чем температура прессования, и устройством охлаждения инструмента во время работы;
- с системой внутреннего водяного охлаждения.

Для нагрева деталей контейнера используются электронагреватели, встраиваемые в контейнер, и газовые горелки, вводимые в контейнер, а охлаждение осуществляется водой или обдувкой сжатым воздухом.

Ввиду больших и неравномерных нагрузок, действующих на инструмент в процессе прессования, корпус контейнера изготавливают в виде массивной стальной поковки из стали 50 или из легированной стали марки типа 5ХНМ.

В наиболее трудных условиях работы находится внутренняя втулка контейнера. В процессе эксплуатации внутренняя втулка контейнера испытывает термические напряжения, в результате которых на ее поверхностном слое появляются разгарные трещины. Кроме того, в результате трения втулка подвергается абразивному износу. Особенно интенсивному износу подвергается выходная сторона втулки. Местный повышенный износ вызывает необходимость расточки втулки на больший диаметр по всей длине, что нежелательно. В связи с этим в ряде случаев применяют сборную внутреннюю втулку. На рис. 35 приведены типы внутренних втулок контейнера.

Внутренние втулки контейнеров изготавливают толстостенными из жаропрочных и окалиностойких сталей, таких как 3Х2В8, 5ХВ2С, 4ХНВ, которые термически обрабатывают до твердости HRC 40–45. Стойкость инструмента после такой обработки составляет от 1500 до 4000 прессовок без переточки [45, с. 138–139]. Наиболее экономичным способом изготовления внутренних втулок следует считать центробежную отливку полых заготовок.

Следующей деталью, воспринимающей усилия от давления прессуемого металла на стенки контейнера, является промежуточная (наружная) втулка, в которой располагают электронагревательные элементы для обеспечения предварительного подогрева контейнера с целью уменьшить тепловые потери в деформируемой заготовке.

Для изготовления промежуточных втулок используют высокопрочные стали с теплоустойчивостью от 400 до 450 °С. Стойкость промежуточ-

ных втулок контейнера до ремонта составляет от 20 000 до 30 000 прессований.

Система посадки втулок в контейнер различная. Цилиндрические втулки в большинстве случаев, помимо горячей запрессовки, снабжают заточками, не допускающими осевого перемещения втулок. Широко распространен способ соединения втулок контейнера между собой горячей посадкой по конической поверхности с уклоном от 1 до 2°, что обеспечивает их плотное прилегание друг к другу.

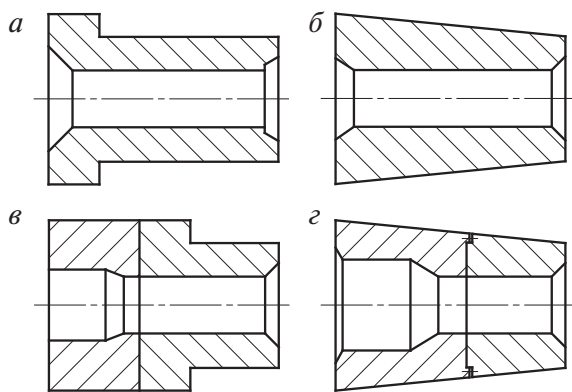


Рис. 35. Типы внутренних втулок контейнера:

*a* — цилиндрическая монолитная; *б* — коническая монолитная;  
*в* — цилиндрическая составная; *г* — коническая составная

При смене изношенных втулок контейнер нагревают с последующим охлаждением втулок и их выпрессовкой при помощи специального приспособления.

**Матрица.** На протяжении всего процесса истечения обрабатываемый металл контактирует с матрицей на всей ее рабочей поверхности, что соответственно предопределяет особо тяжелые условия ее работы.

Состояние поверхности матрицы существенно влияет на течение металла при прессовании и на усилие прессования. Износ матрицы выражается в постепенном истирании ее рабочей поверхности с образованием рисок, задилов, вмятин и наплывов.

Как правило, матрицы изготавливают сборными, состоящими из двух или трех деталей: кольца, обоймы и подпорного кольца (рис. 36, *a*). Сборку деталей матрицы осуществляют способом горячей посадки с натягом или способом конического соединения, который

менее удобен, так как требует высокой точности изготовления конических поверхностей.

Вряде случаев матрицы небольших габаритов изготавливают цельными (рис. 36, б).

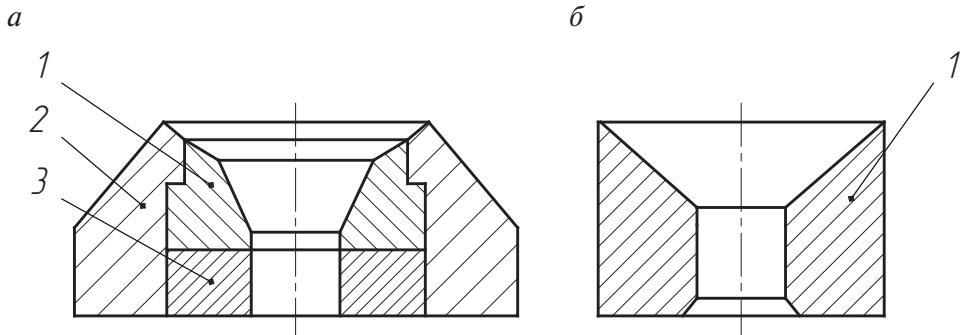


Рис. 36. Конструкции прессовых матриц:

а — сборная матрица; б — монолитная матрица; 1 — кольцо; 2 — обойма; 3 — опорное кольцо

Наиболее быстроизнашивающимся видом инструмента является кольцо, которое после износа подлежит замене, в то время как остальные детали матрицы используются неоднократно. Ввиду этого сборные матрицы изготавливают, как правило, из разных материалов. Для матричной обоймы применяют высоковязкие и высокопрочные стали (4Х5В2ФС, 4ХВ2С и др.). Рабочие вставки делают из высоколегированных сталей, жаропрочных сплавов, металлокерамических материалов, обладающих повышенной жаропрочностью и износостойкостью (45Х3В3МФС, ЭИ867А и др.). Кроме того, при выборе материала следует учитывать и форму прессуемого изделия.

При прессовании изделий из молибденовых сплавов нашли применение матрицы со вставками из алюмооксидного керамического материала 22ХС. Матрицы с такой вставкой выдерживают более 15 прессовок при температуре нагрева заготовок от 1600 до 1700 °С. При этом обеспечивается высокое качество поверхности прессованных изделий и высокая точность геометрических размеров профиля [46, с. 92].

Для повышения стойкости рабочие поверхности матриц иногда подвергаются дополнительному диффузионному насыщению элементами, образующими устойчивый против истирания слой, с применением процессов азотирования, силицирования, хромирования и т. д.

Стойкость матриц и качество получаемых изделий в значительной степени зависят и от рациональной калибровки, которая должна обе-



спечить оптимальные условия истечения металла без образования застойных зон, наличие которых приводит к преждевременному износу матриц [45, с. 144].

Принципиальные схемы соединения матрицы с контейнером в прессовых установках приведены на рис. 37.

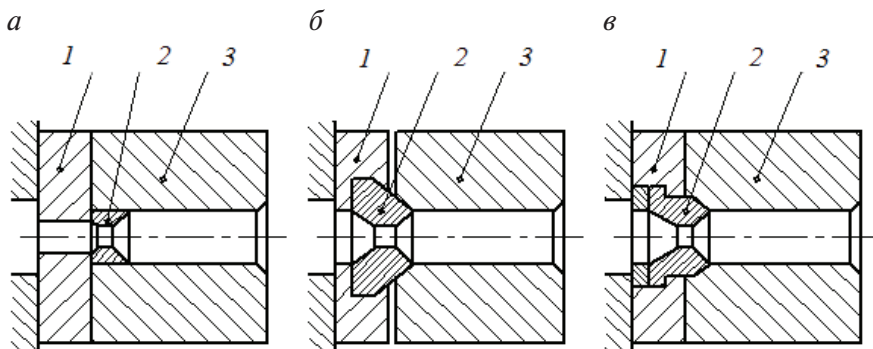


Рис. 37. Принципиальные схемы соединения матрицы с контейнером в прессовых установках:

*a* — цилиндрическое; *б* — коническое; *в* — комбинированное; 1 — матрицедержатель; 2 — матрица; 3 — контейнер

Цилиндрическое соединение (рис. 37, *a*) приводит к чрезмерному износу втулки контейнера в месте расположения матрицы, ограничению прессуемых изделий больших размеров, а также существенным потерям металла при освобождении матрицы от пресс-остатка. Коническое соединение матрицы с контейнером (рис. 37, *б*) позволяет исключить вышеперечисленные недостатки, однако характеризуется очень небольшой контактной площадью, что даже при небольшой эксцентричной нагрузке приведет к перекосу контейнера и нарушению прямолинейности оси прессования. Использование комбинированного соединения матрицы с контейнером (рис. 37, *в*), сочетающего в себе преимущества конического и цилиндрического соединений, обеспечивает большую площадь опоры, хорошую центровку по оси прессования и простую механизацию замены матричного кольца.

**Пресс-игла.** Пресс-игла является инструментом, непосредственно соприкасающимся с деформируемым металлом и служащим для прошивки слитка и образования внутренней полости трубы или профиля.

При прессовании труб и полых профилей пресс-иглы испытывают растягивающие усилия, трение скольжения и интенсивное тепловое

воздействие со стороны деформируемого металла. При осуществлении операции прошивки на трубопрофильном прессе игла испытывает, кроме того, продольный изгиб.

Величина усилия, передаваемого на пресс-иглу в процессе прессования, зависит от ряда технологических факторов и может достигать от 15 до 20 % от общего усилия прессования. Температура разогрева поверхностных слоев пресс-иглы достигает 800 °С. Трение скольжения, возникающее в процессе перемещения слоев металла, вызывает износ поверхности пресс-иглы. Такие условия эксплуатации обуславливают высокие требования к материалу и конструкции пресс-игл.

Конструктивно пресс-иглы, используемые при прессовании труб и полых профилей из сталей и сплавов, можно разделить на три группы:

- короткие, закрепляемые в пресс-штемпе (для прессов без прошивной системы);
- длинные, закрепляемые в иглодержателе (для прессов с прошивной системой);
- специальной конструкции («бутылочные», конические, профильные).

Конструкции игл трубопрофильных прессов представлены на рис. 38 [46, с. 86].

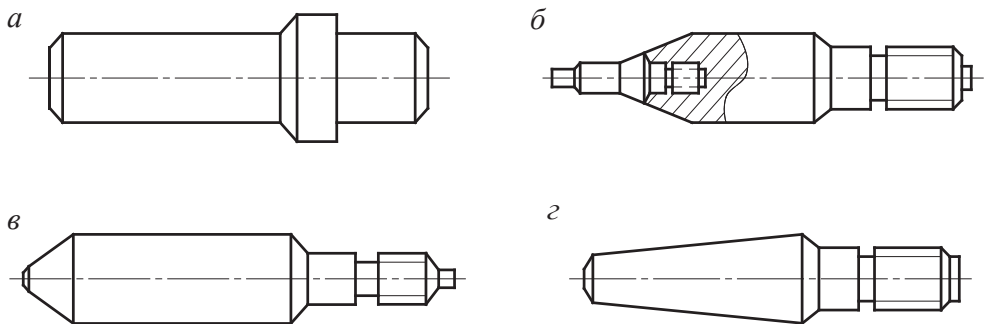


Рис. 38. Конструкции игл трубопрофильных прессов:

*a* — короткая; *б* — длинная; *в* — «бутылочная»; *г* — коническая

Короткие (неподвижные) пресс-иглы работают в наиболее тяжелых условиях, так как в данном случае имеет место длительный контакт деформируемого металла с пресс-иглой. В связи с этим для изготовления коротких пресс-игл применяют теплостойкие стали и никелевые сплавы.

Эффективным средством увеличения срока службы короткой пресс-иглы является применение защитно-смазочных покрытий, наносимых на ее поверхность. Покрытия такого типа значительно снижают разогрев пресс-иглы, что позволяет применять пресс-иглы при прессовании не только трудно-деформируемых сталей, но и тугоплавких металлов, температура деформации которых достигает от 1400 до 1600 °С.

Длинные (подвижные) пресс-иглы в процессе истечения металла перемещаются в очаге деформации на длину от 500 до 700 мм, что несколько снижает температуру их разогрева и износ. Прессование с подвижной иглой позволяет получать трубы со стабильной продольной геометрией и практически полностью исключить влияние настройки процесса. Длинные пресс-иглы имеют небольшую конусность от 0,3 до 0,5 мм для облегчения схода трубы и оснащены специальным механизмом для осуществления перемещения.

Из игл специальных конструкций следует отметить так называемые «бутылочные» иглы, применяемые при прессовании толстостенных труб; конические иглы для прессования труб переменного сечения и профильные иглы для получения внутреннего отверстия профильного вида.

Пресс-иглы крепятся к пресс-штемпелю с помощью резьбового соединения, с помощью пресс-шайбы или специальной накидной гайки. Крепление длинной пресс-иглы осуществляется с использованием иглодержателя, являющегося продолжением пресс-штемпеля и служащего для передачи движения пресс-игле от пресс-штемпеля.

На современных трубопрофильных прессах применяют водоохлаждаемые иглы, в которые вода по специальному каналу подается с давлением не менее 1 МН/м<sup>2</sup>. Некоторые зарубежные фирмы — изготовители труб применяют наружное охлаждение игл с помощью специальных спрейеров. Водоохлаждаемая игла трубопрофильного пресса представлена на рис. 39.

В процессе эксплуатации максимальному разогреву (до 800 °С) подвержен тонкий наружный слой металла водоохлаждаемой иглы, далее вглубь по сечению температура металла на внутренней охлаждаемой поверхности падает от 50 до 70 °С. Такая циклическая смена температур приводит к развитию термических напряжений и появлению трещин термической усталости.

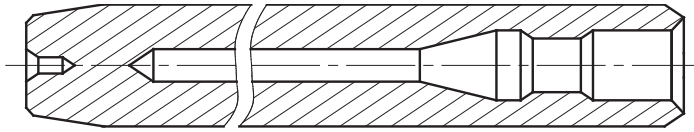


Рис. 39. Водоохлаждаемая игла трубопрофильного пресса

Материал для изготовления пресс-игл должен обладать следующими технологическими свойствами [41, с. 454]: высоким пределом прочности и текучести, высокой твердостью и достаточной вязкостью при температурах до  $700^{\circ}\text{C}$ , хорошим сопротивлением термическому растрескиванию при резкой перемене температур, сопротивлением износу при высоких температурах, а также низким коэффициентом линейного расширения и достаточной теплопроводностью.

Водоохлаждаемые иглы изготавливают из высокопрочных и вязких сталей, легированных хромом, молибденом, вольфрамом и ванадием, марок типа 4X2B5ФМ, 35X5BMC и др.

Для изготовления сплошных неводоохлаждаемых игл применяют стали с высокой теплостойкостью марок типа 3X2B8Ф, 4X2B5ФМ, а для особо тяжелых условий работы пресс-иглы изготавливают из быстрорежущих сталей или никелевого сплава ЭИ 661 [46, с. 85–88].

В настоящее время иглы диаметром до 40 мм изготавливают из стали 3X2B8, диаметром свыше 40 мм — из стали 4ХВС. Также используют никелевые сплавы — ЭИ 617, ЭИ 661 и ЭИ 696.

В зависимости от условий эксплуатации съем прессованных изделий с одной иглы составляет от 1 до 40 т труб. Стойкость водоохлаждаемых игл при прессовании труб из углеродистых и нержавеющей сталей составляет в среднем от 100 до 150 прессовок [47, с. 150–151].

**Пресс-шайба.** Пресс-шайба предназначена для вытеснения нагретых заготовок в кольцевой зазор, образуемый матрицей и иглой, и предохраняет пресс-штемпель от теплового воздействия со стороны деформируемого металла.

В процессе эксплуатации пресс-шайбы подвергаются высоким напряжениям сжатия и интенсивному разогреву, величина которого превышает  $600^{\circ}\text{C}$ . В процессе перемещения в контейнере в результате скольжения боковая поверхность пресс-шайбы испытывает абразивный износ. В конечной стадии прессования абразивному износу подвергается торцовая плоскость пресс-шайбы. Особенно заметно

изнашивается острая кромка пресс-шайбы, поэтому ее выполняют с радиусным скруглением. Износ торцевой поверхности пресс-шайбы связан с перемещением наружных слоев заготовки по пресс-шайбе от края к центру.

Конструкции и материал пресс-шайб определяют исходя из условий их эксплуатации и сортамента прессуемых изделий. На рис. 40 изображены конструкции пресс-шайб, применяемых при прессовании сплошных и полых профилей [44, с. 83–85].

При прессовании сплошных профилей применяют монолитные пресс-шайбы (рис. 40, *а*), а при прессовании труб и полых профилей — пресс-шайбы с отверстием для игл (рис. 40, *в*, *г*). Для предупреждения повышенного разогрева пресс-шайб используют устройства их охлаждения несложной конструкции [48, с. 135–137].

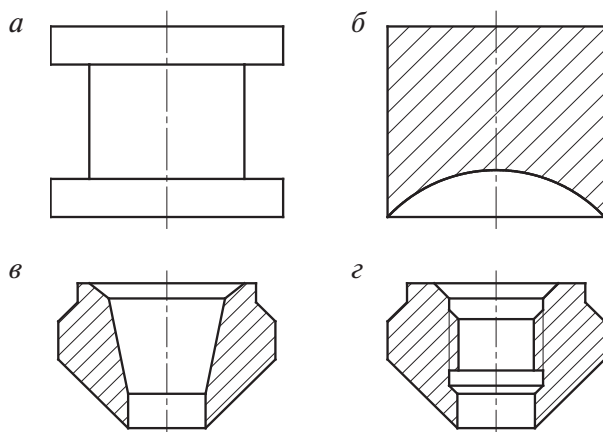


Рис. 40. Конструкции пресс-шайб, применяемых при прессовании сплошных и полых профилей:

*а* — монолитная; *б* — с вогнутой торцевой поверхностью; *в*, *г* — с отверстием для игл

Трубные пресс-шайбы механических вертикальных прессов крепятся к пресс-штемпелю с помощью резьбового соединения. Такой способ крепления применим лишь при использовании графитомасляной смазки. При использовании стеклосмазки наблюдаются частые обрывы резьбового соединения в период обратного хода пресс-штемпеля, что связано с остыванием стеклосмазки на стенках контейнера и потерей ею антифрикционных свойств. При необходимости осуществления прессования без пресс-утяжины используют пресс-шайбы с вогнутой торцевой поверхностью (рис. 40, *б*).

Тяжелые эксплуатационные условия требуют применения для изготовления пресс-шайб высокопрочных тепло- и износостойких сталей и сплавов. Так, пресс-шайбы размером до 205 мм изготавливают из стали 3Х2В8, при больших размерах пресс-шайбы изготавливают из стали 4ХВС. Также используют сталь 45Х3В3МФС и др., термически обработанные до твердости HRC 43–48.

Стойкость пресс-шайб при прессовании профилей и труб из углеродистых и низколегированных сталей составляет от 5000 до 10000 прессований. При прессовании нержавеющей и жаропрочных сталей стойкость пресс-шайб снижается примерно в два раза [48, с. 137–140].

**Пресс-штемпель (пуансон).** Пресс-штемпель является деталью, передающей усилие пресса на заготовку через пресс-шайбу.

Развивающиеся в процессе прессования усилия вызывают в пресс-штемпеле большие напряжения сжатия. Кроме того, пресс-штемпели, имеющие значительное отношение длины к диаметру, подвержены продольному изгибу. Пресс-штемпель не разогревается выше 200–250 °С, кроме его торцевой части, соприкасающейся с пресс-шайбой и подвергающейся наклепу. Поэтому пресс-штемпель часто изготавливают сборным со сменным наконечником. На рис. 41 изображены конструкции пресс-штемпелей, используемых для прессования сплошных и полых профилей.

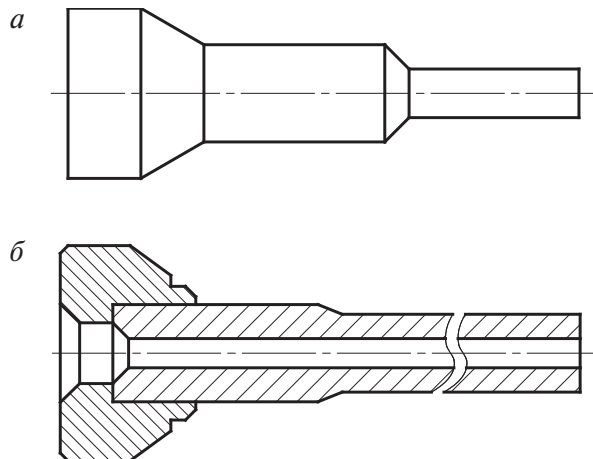


Рис. 41. Конструкции пресс-штемпелей, применяемых при прессовании сплошных и полых профилей:

*a* — монолитный ступенчатый; *б* — сборный полый

Обязательным требованием, предъявляемым к материалам пресс-штемпелей, является сочетание высоких прочностных и вязких свойств, в то время как требование высокой теплостойкости не является обязательным.

Таким требованиям соответствует сталь 35X5BMC, мартенситно-старееющая сталь типа Н18К9М3Т, а также стали марок 4ХНВ, 4ХВ2С, 5ХВ2С и 30ХГСА [41, с. 468]. Стойкость пресс-штемпелей составляет не менее 50000 прессований.

**Матрицедержатель.** Матрицедержатель служит для закрепления в нем и удержания матрицы. В зависимости от размера контейнера матрицедержатель может быть цельным или составным. Также матрицедержатель выполняют с прямым или конусным гнездом.

В целях обеспечения поочередной работы матриц и удобства обслуживания матричного узла матрицедержатели трубопрофильных прессов выполняют вращающимися многопозиционными, качающимися однопозиционными или поперечно-перемещающимися однопозиционными. Наиболее прогрессивными считаются вращающиеся многопозиционные, так как они позволяют вне оси пресса полностью подготовить матрицу к прессованию [45, с. 139].

Изготовление такого инструмента требует строгого совпадения поверхностей замыкающего конуса матрицедержателя и внутренней втулки контейнера.

Матрицедержатель изготавливают из стали типа 4ХНВ и подвергают термообработке.

**Иглодержатель.** Иглодержатель служит для крепления пресс-иглы и передачи ей движения от пресс-штемпеля.

Крепление иглодержателя с пресс-штемпелем и крепление иглы в иглодержателе осуществляется с помощью резьбового соединения, которое является источником наиболее частого выхода из строя иглодержателя из-за смятия или срыва резьбы.

Иглодержатели изготавливают из высококачественных сталей марок типа 4ХНВ или 3Х2В8 [41, с. 469].



### **3.1.2. Температурно-скоростные режимы прессования труб из титановых сплавов**

Прессование качественных изделий из титановых сплавов при удовлетворительной стойкости инструмента требует назначения правильного температурно-скоростного режима, под которым понимают сочетание температуры, скорости прессования и вытяжки.

Для каждого отдельного сплава должен быть выбран определенный режим с учетом химического состава, конфигурации и размеров изделия, требований к структуре, свойствам, точности и чистоте поверхности, характеристике имеющегося оборудования и т. д.

Титановые сплавы обладают достаточно высокой пластичностью в широком интервале температур (от 700 до 1100 °С). Поэтому наиболее важными показателями, определяющими термомеханический режим прессования титана и его сплавов, являются характер структуры, прочностные и пластические показатели и степень взаимодействия нагретого металла с окружающей средой. Крупнокристаллическая структура, так же как и структурная неоднородность в титановых сплавах, не исправляется термической обработкой, как это делается, например, для сталей. Поэтому режим обработки давлением непосредственно на прессе приобретает для титановых сплавов решающее значение.

Понижение температуры прессования титановых сплавов улучшает структуру и свойства изделия, а также обеспечивает более однородное течение металла. При этом возрастает стойкость инструмента и повышается качество поверхности. Однако при понижении температуры деформации существенно увеличиваются требуемое для прессования удельное усилие и тепловыделение в очаге деформации. Понижение температуры нагрева вызывает повышение удельного усилия. Таким образом, для прессования титановых сплавов при пониженных температурах, даже при сравнительно небольших вытяжках требуются прессы с высоким удельным усилием в контейнере.

Главными технологическими факторами процесса прессования, определяющими качество, структуру и механические свойства пресс-изделий, а также стойкость прессового инструмента, являются температура металла и скорость истечения. Обычно эти параметры объединяют в одно понятие — температурно-скоростной режим прессования.

Процессы прессования ведутся при очень высоких степенях деформации, которые ограничиваются не технологическими свойствами

ми прессуемого металла, а техническими возможностями оборудования. Необходимо отметить, что прессование сталей отличается от прессования цветных металлов и сплавов очень высокими разовыми деформациями и малой продолжительностью процесса. Высокая степень деформации способствует выделению в очаге деформации значительного количества тепла, которое существенно повышает температуру металла, что может привести к оплавлению границ зерен и разрушению обрабатываемого металла. В то же время для обеспечения высокой производительности, улучшения условий работы инструмента и уменьшения перепада температуры заготовки желательно применение высоких, но не превышающих допустимых, скоростей деформирования.

Таким образом, этап определения оптимального температурно-скоростного режима на стадии проектирования технологии прессования является одной из главных задач.

Температура металла при прессовании должна обеспечивать состояние максимальной пластичности деформируемого металла в очаге деформации.

Пластичность — способность материала необратимо изменять свою форму и размеры без нарушения целостности под действием внешних сил.

Повышение пластичности и соответственно уменьшение сопротивления деформации металла могут быть получены в результате повышения температуры прессования. Однако эти возможности ограничены прочностью материала. Особенно заметное понижение прочности при высоких температурах проявляется, когда границы зерен обрабатываемого металла обогащены легкоплавкими составляющими.

В то же время повышение температуры прессования способствует свариванию имеющихся в заготовке несплошностей металла, таких как поры, трещины, газовые пузыри и т. д.

Большое понижение температуры прессования также нежелательно ввиду не только увеличения усилий, но и уменьшения скорости протекания процесса прессования, в результате чего могут вновь создаваться условия, при которых напряжения в металле превысят его прочность.

Таким образом, получение требуемых механических свойств пресс-изделия во многом определяется правильным выбором температурно-го режима. В зависимости от условий процесса пресс-изделие получают более или менее однородным или с неравномерными свойствами в разных частях изделия. Неравномерность свойств объясняется нерав-

номерностью распределения температуры по сечению и длине пресс-изделия и неравномерностью деформации при прессовании. Причем более высокие прочностные характеристики ( $\sigma_t$ ,  $\sigma_b$ , НВ и др.) и более низкие характеристики пластичности ( $\delta$ ,  $\psi$  и др.) наблюдаются в конечной части изделия; в поперечном сечении пресс-изделие также имеет неравномерные характеристики — поверхностные слои отличаются более высокими прочностными и более низкими пластическими свойствами, чем центральные слои, которые, наоборот, характеризуются более низкой прочностью и высокой пластичностью.

Также температура прессования определяет характер истечения металла, сопротивление деформации и необходимое усилие.

Температурные интервалы прессования металлов и сплавов определяются их пластичностью [41, с. 106].

Чистые металлы могут прессоваться в широком интервале температур. Причем целесообразно осуществлять их прессование в условиях какой-то одной фазы, чтобы устранить возникающие при фазовом переходе дополнительные напряжения. Примеси в чистых металлах в значительной степени сужают интервал температур прессования.

Среди сплавов различных металлов можно выделить три группы:

- температурный интервал прессования титановых сплавов в твердом состоянии, состоящих из двух и более фаз, значительно уже, чем для прессования чистых металлов;
- сплавы однородные — твердые растворы, состоящие из одной фазы, имеют температурный интервал шире, чем сплавы первой группы, но несколько уже, чем чистые металлы;
- сплавы с интерметаллическими соединениями прессуют только в узком интервале преимущественно высоких температур.

Интервалы температур процесса прессования определяются по кривым пластичности или деформируемости, полученным различными методами, одним из которых является испытание на осадку. Температурные интервалы прессования выявленные этим методом требуют лишь корректировки в части учета теплового эффекта при деформировании металла.

В качестве источников тепла, выделяющегося в процессе деформации, можно выделить следующие:

- трение металла о стенки контейнера;
- трение металла о стенки канала матрицы и пресс-иглу;
- работа пластической деформации.

Теплота, образующаяся при трении металла о стенки контейнера и канала матрицы, может незначительно повысить температуру поверхности выходящего изделия.

Теплота, выделяемая в процессе прессования в результате работы деформации, в отличие от тепла, выделяемого при трении, имеет очень большое значение при определении температурного режима прессования. В ходе исследовательских работ, посвященных определению тепла, выделяющегося в процессе пластической деформации, было установлено, что температура пресс-изделия в процессе прессования повышается постепенно. Причем можно выделить три стадии:

- первая стадия наблюдается при прессовании первых 20 % заготовки и характеризуется резким подъемом температуры пресс-изделия;
- вторая стадия характеризуется более постепенным, пропорциональным логарифму изменения скорости прессования, подъемом температуры;
- третья стадия относится к концу процесса и характеризуется быстрым подъемом температуры.

В большинстве случаев заметный тепловой эффект, приводящий к повышению температуры металла до потери пластичности, наблюдается лишь при прессовании с большими скоростями и в условиях, обеспечивающих малые потери тепла в окружающую среду [48, с. 65–67].

При выборе температуры прессования необходимо учитывать следующие факторы [41, с. 114]:

1. Температурный интервал прессования необходимо выбирать с учетом температуры полного полиморфного превращения и условий охлаждения пресс-изделия. Так, прессование сплавов с быстрым охлаждением придает иные свойства и структуру пресс-изделиям, чем прессование с медленным охлаждением.

2. При высоких температурах нагрева некоторые металлы и титановые сплавы интенсивно окисляются с образованием большого количества окарины. В этом случае необходимо вести процесс при низких температурах с целью свести к минимуму образование поверхностных и внутренних дефектов.

3. Прессование при высоких температурах может сопровождаться налипанием металла на инструмент. При прессовании таких сплавов приходится ограничивать температурный интервал.

4. При определении температурного режима не менее важным является фазовый состав и физико-механические свойства металла в зависимости от температуры.

Таким образом, определяя в каждом отдельном случае температурный режим прессования, необходимо учитывать ряд факторов, влияющих на результат прессования, а именно производительность процесса, выход годного, заданные свойства и качество пресс-изделий.

Одним из направлений совершенствования прессов является увеличение скорости рабочего хода, особенно при малых степенях деформации.

Изменение температурного режима прессования неразрывно связано с изменением скоростных параметров процесса прессования.

Скорость прессования является главным фактором теплового баланса. При больших скоростях прессования заготовка, контактируя с инструментом меньшее время, имеет меньшую степень неравномерности температуры и механических свойств по сечению, что соответственно сопровождается меньшей неравномерностью деформации и лучшим качеством пресс-изделия. Известно также, что при быстром течении процесса прессования выделяющееся в зоне деформации тепло не успевает рассеиваться в окружающую среду, что является следствием повышения температуры металла. При этом прессуемый металл не только не упрочняется с увеличением степени деформации, а наоборот, его предел текучести уменьшается.

В целях достижения максимально возможных скоростей прессования, при поддержании постоянной температуры металла, используют охлаждаемые матрицы и втулки, причем согласно данным работы режим охлаждения не изменяет на распределение механических свойств.

При обработке литого металла для ведения процесса прессования с заведомо большими скоростями в качестве одной из подготовительных операции является гомогенизация.

Следует отметить, что при малых скоростях прессования постоянство скорости играет большую роль в формировании стабильных механических свойств изделия. Именно поэтому прессование в режиме низких скоростей, когда продолжительность процесса измеряется несколькими десятками секунд, дает наибольший эффект при наличии системы автоматического регулирования скорости прессования [41, с. 116].

Таким образом, определение скоростного режима прессования должно осуществляться с учетом факторов, влияющих на темпера-

турные условия прессования, экономических факторов и параметров привода пресса, а также должно учитывать следующие закономерности [41, с. 120]:

1. Чем шире допустимый интервал температур прессования, тем больше возможный интервал скоростей истечения.

2. При прочих равных условиях деформирования и одинаковых гомологических температурах чистые металлы в большинстве случаев могут прессоваться быстрее, чем их сплавы; быстро упрочняющиеся сплавы прессуют медленнее и наоборот.

3. При прочих равных условиях быстрее прессуются прутки круглого сечения, медленнее — более сложные изделия, особенно тонкостенные и несимметричные.

4. Подогрев контейнера позволяет повысить скорость истечения.

5. Применение смазок и других мероприятий, уменьшающих контактное трение, позволяет повысить скорость истечения.

6. С уменьшением объема заготовки, т. е. увеличением относительной поверхности, и, следовательно, более интенсивным охлаждением скорости прессования должны повышаться и др.

Множественность факторов, обуславливающих скорость истечения, объясняет большое разнообразие числовых значений встречающихся в практике прессования скоростей. Диапазон скоростей прессования составляет от 0,2 до 500 мм/с, диапазон скоростей истечения — от 1 до 1500 м/мин.

### 3.2. Процесс холодной прокатки труб

Для изготовления высококачественных холоднодеформированных труб в основном применяют холодную прокатку и волочение [49, с. 54—56]. Часто при производстве холоднодеформированных труб сочетают способы прокатки и волочения.

При волочении труб большие обжатия недопустимы, поэтому число проходов значительно возрастает. Кроме того, оправочное волочение таких труб связано с большим расходом волочильного инструмента и получением неудовлетворительной внутренней поверхности труб, что происходит из-за большой твердости металла трубы в наклепанном состоянии. При волочении на оправке затруднен их захват, поэ-

тому наиболее целесообразно изготовление труб на станах ХПТ с выпуском готовых труб непосредственно со станов ХПТ, без применения комбинированного способа.

Широкое распространение процесса холодной (периодической) прокатки объясняется рядом преимуществ, благодаря которым достигаются:

- высокая точность прокатываемых труб (допуски на внутренний или наружный диаметр могут быть выдержаны в пределах 4–9-го классов точности);
- низкая поперечная разностенность, не превышающая  $\pm (5–10) \%$  от номинального размера;
- высокая чистота наружной и внутренней поверхности (в пределах 7–11-го классов);
- большие разовые обжатия (от 80 до 85 %) за один проход (вытяжки со 2-й по 7-ю);
- значительное упрочнение металла за счет больших деформаций;
- возможность прокатки труднодеформируемых металлов вследствие благоприятной схемы напряженного состояния;
- возможность прокатки труб тонкостенных и переменного сечения по диаметру и толщине стенки;
- небольшой удельный расход металла.

### **3.2.1. Общие сведения о процессе холодной прокатки труб**

Технологические схемы холодной прокатки труб зависят от марок сплава, из которых изготавливают трубы, от размера и назначения. Условно выделяют три группы процессов холодной прокатки труб.

1. Процессы изготовления труб по всем действующим стандартам, которые не предусматривают особых требований к качеству поверхности, точности геометрических размеров, характеризуются малой цикличностью обработки и сравнительно низким расходным коэффициентом металла. К трубам, изготавливаемым по данной схеме, относят толстостенные диаметром более 20 мм (из горячедеформированной заготовки-трубы), а также тонкостенные трубы (из электросварных заготовок-труб).

2. Процессы изготовления труб по действующим стандартам и отдельным техническим условиям, которые предусматривают определенные



требования к качеству поверхности и точности геометрических размеров, характеризуются значительной цикличностью обработки (более двух циклов) и повышенными расходными коэффициентами металла.

3. Наиболее сложные процессы, предназначенные для изготовления труб с повышенными требованиями к качеству и точности геометрических размеров из различных металлов и сплавов, в том числе и труднодеформируемых, характеризуются большой цикличностью обработки на агрегатах разных типоразмеров, применением специальных операций для получения требуемого качества труб и особого контроля готовой продукции. Для выполнения всех операций необходим целый комплекс оборудования, на котором возможно получение тонкостенных и особотонкостенных труб требуемого качества.

Со станов холодной прокатки трубы могут поступать в виде готовой продукции (после прокатки на одном, двух или трех станах последовательно) или же их могут направлять на холодное волочение (после любой прокатки). Заготовкой для производства холоднокатаных труб служат горячекатаные и прессованные трубы.

Технологический процесс производства холоднокатаных труб состоит из ряда последовательных операций (подготовительных, основных и отделочных). При холодной прокатке трубную заготовку (рис. 42) со склада 1 подают на инспекторские стеллажи 2, где производят осмотр и отбраковку некачественной продукции. Годные заготовки набирают в пакеты 5. В случае необходимости обрезают концы труб на резцовых трубообрезных станках 3, производят разрезку заготовки, если длина ее превышает допустимую, которую может принять стан.

При производстве труб из специальных сталей и сплавов заготовки подвергают предварительному отжигу в печи. В результате снижается прочность металла трубы, повышается его пластичность, устраняется структурная неоднородность в трубе и снимаются остаточные напряжения в металле. Набранные в пакеты 5 заготовки подвергают травлению растворами кислот в ванне 6, затем промывают в ванне 7 (с горячей водой) и в камере 8 (струей холодной воды, подаваемой под давлением), нейтрализуют в ванне 9 в щелочном растворе. После этого заготовки просушивают в печи 10 и осматривают на стеллажах 11. Заготовки с дефектами подвергают ремонту на шлифовальных станках 12 или окончательно бракуют. На годные заготовки в ванне 13 наносят твердые покрытия (фосфатирование, оксалатирование, омеднение) и смазки. Затем заготовки поступают для прокатки на стан 14.

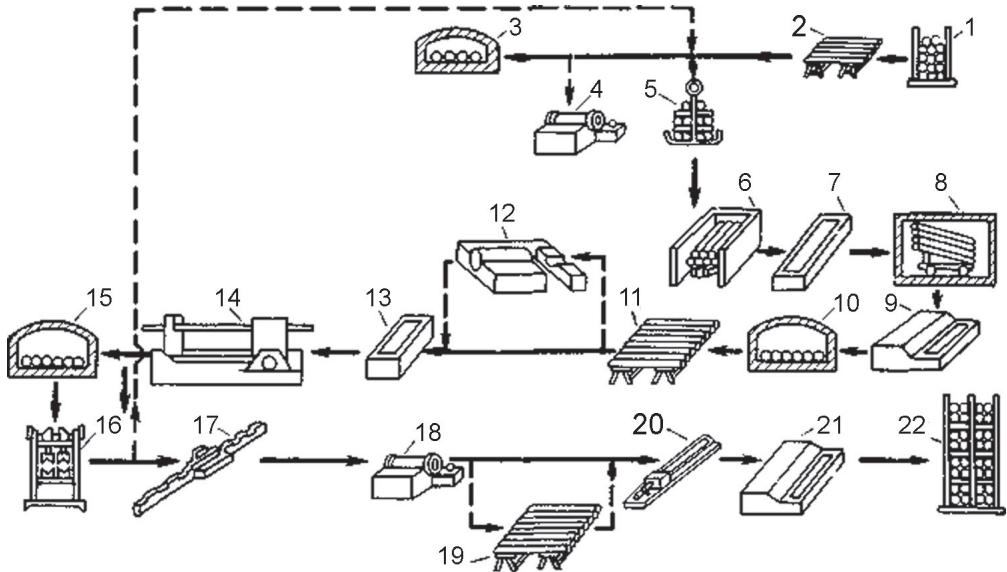


Рис. 42. Схема технологического процесса производства холоднодеформированных труб [27, с. 490]

Трубы, подвергаемые повторной холодной прокатке, поступают в печь 15, в которой производится повторный отжиг, после чего они проходят промежуточную правку на эксцентриковом (кулачковом) прессе 16. Затем циклы операций с 3-го по 14-й повторяются. Трубы после последнего прохода или последней прокатки поступают для отжига в печь 15.

Готовые обрезанные и торцованные трубы проходят правку на прессе 16 и валковой правильной машине 17. Затем концы труб на станках 18 обрезают, осматривают на инспекторских стеллажах 19, по требованию заказчика могут подвергать гидроиспытаниям на прессе 20. После осмотра на стеллажах, если необходимо, трубы погружают в ванну 21, затем маркируют, упаковывают и передают на склад готовой продукции 22.

Термическую обработку выполняют как одну из завершающих технологических операций в производстве труб готовых размеров или же как промежуточную между деформациями. В первом случае ее применяют для придания трубам требуемых нормативной документацией эксплуатационных свойств, а во втором — для восстановления пластических свойств металла до уровня, необходимого для следующей деформации (прокатки).

В зависимости от материала и назначения применяют одинарную (отжиг, нормализация или отпуск) или двойную (закалка или нормализация с последующим отпуском) термическую обработку. Термическая обработка может проводиться в окислительной атмосфере и в вакууме. Большое значение в технологии производства холоднокатаных готовых труб имеет химическая обработка поверхности. В травильных ваннах обеспечивают омывание травильным раствором всей поверхности каждой трубы. С этой целью каждый ряд труб отделяют друг от друга прокладками. Трубы размещают так, чтобы их концы с одной стороны находились в единой вертикальной плоскости, что необходимо для дальнейшей качественной промывки труб водой под давлением.

Технологические покрытия и смазки, наносимые на трубы перед холодной прокаткой, плохо пристаю к влажной поверхности, кроме того, влага способствует интенсивной коррозии. Поэтому трубы после промывки подвергают сушке в камерах при температуре от 150 до 180 °С, при этом из металла выделяется водород, предотвращается хрупкость, продолжительность сушки составляет от 20 до 30 мин.

Перед холодной прокаткой на поверхность труб наносят технологические покрытия и смазки для уменьшения коэффициента трения при деформации, получения труб без поверхностных дефектов и защиты металла от атмосферной коррозии. Технологические смазки (табл. 5) наносят на трубы непосредственно на станах или путем погружения пакета труб в ванну со смазочным раствором.

Таблица 5

**Технологические смазки для прокатки труб**

№ п/п	Состав	Содержание, мас. %
<i>Холодная прокатка труб на валковых станах</i>		
1	Касторовое или хлопковое масло Тальк	60–65 40–45
2	Полимерные жирные кислоты Тальк, хлористый аммоний или натрий	60–80 20–40
3	Эмульсия или мылонафт Тальк	90 10
4	Касторовое масло Окись цинка	70–80 20–30
5	Графит Солидол	10–15 85–90

Окончание табл. 5

№ п/п	Состав	Содержание, мас. %
<i>Холодная прокатка труб на роликовых станах</i>		
6	Касторовое масло	80
	Цинковые белила	20
7	Известковое молоко	80
	Мыло хозяйственное	20
<i>Теплая прокатка труб</i>		
8	Селитра $\text{NaNO}_3$	30
	Серебристый графит	3
	Известковое молоко (гашеная известь)	67

Смазки для холодной прокатки, особенно из высоколегированных материалов, должны легко удаляться после прокатки. Остатки смазок могут привести к науглероживанию труб при последующей термической обработке. В последнее время на роликовых станах в качестве смазки применяют машинное масло типа велосит.

Маршруты прокатки труб составляются на основании технологической карты, исходя из расчета калибровки и потерь металла. Такая карта позволяет определить тип стана, длину труб в процессе прокатки, величину отходов, длину готовых труб, требуемое количество метропрокатов по каждому стану, расход заготовки для изготовления 1000 м готовых труб и расходный коэффициент металла (табл. 6).

Таблица 6

## Режимы прокатки труб на станах ХПТ

Маршрут прокатки	Тип стана	Число двойных ходов, мин <sup>-1</sup>	Подача, мм	Коэффициент вытяжки $\mu$
<i>Углеродистые и низколегированные стали</i>				
140,0×6,0 → 120,0×2,0	ХПТ 120	60	17,5	3,4
96,0×4,5 → 75,0×1,5	ХПТ 75	65	12,0	4,5
57,0×4,5 → 25,0×2,0	ХПТ 55	85	9,7	5,1
32,0×3,3 → 17,0×0,9	ХПТ 32	110	9,5	4,7
<i>Коррозионно-стойкие стали</i>				
120,0×3,5 → 96,0×1,5	ХПТ 120	33	20,0	2,5
83,0×6,0 → 48,0×3,3	ХПТ 75	80	12,0	3,1
57,0×4,7 → 38,0×1,8	ХПТ 55	80	11,0	3,6
42,0×2,7 → 25,0×1,0	ХПТ 32	95	8,3	4,2

Окончание табл. 6

Маршрут прокатки	Тип стана	Число двойных ходов, мин <sup>-1</sup>	Подача, мм	Коэффициент вытяжки $\mu$
<i>Сталь ШХ15</i>				
76,0×7,5 → 53,0×5,9	ХПТ 75	60	24,0	1,8
57,0×7,0 → 34,0×5,4	ХПТ 55	80	17,6	2,3
57,0×6,5 → 41,0×5,1	ХПТ 55	80	21,0	1,8
<i>Титановый сплав Ti-3Al-2,5V</i>				
89,0×18,0 → 68,0×12,0	ХПТ 90	40	15,0	1,75
68,0×12,0 → 54,0×8,0	ХПТ 55	37		1,83
54,0×8,0 → 38,1×5,36	ХПТ 55	32		2,10

### 3.2.2. Оборудование для холодной прокатки труб

Операции пластического формоизменения исходной заготовки в готовую круглую или профильную трубу специального назначения производят в один или несколько циклов в зависимости от ее геометрических размеров, свойств металла трубы, способа деформации и требований к качеству готовых труб.

В отечественной и мировой практике трубного производства разработано большое количество способов, технологий и оборудования для производства труб специального назначения, к важнейшим из которых относятся [27, с. 448–449]: холодная периодическая прокатка на валковых (ХПТ) и роликовых (ХПТР) станах.

Прокатка на станах ХПТ (рис. 43) имеет периодический характер, так как труба прокатывается отдельными участками по ее длине. Трубы на стане ХПТ прокатываются на конической оправке 1 калибрами 5, установленными и закрепленными в валках 6, расположенных в рабочей клетки, которая совершает возвратно-поступательное движение при неподвижных заготовке и оправке.

На станах холодной прокатки изготавливают трубы диаметром от 4 до 450 мм с толщиной стенки от нескольких десятых долей миллиметра до 30 мм и более.

Валковые станы холодной прокатки разделены на следующие группы в соответствии с размерами прокатываемых труб:

- малых типоразмеров — ХПТ 32 (диаметр готовой трубы от 16 до 32 мм), ХПТ 55 (от 25 до 55 мм);

- средних типоразмеров — ХПТ 75 (от 10 до 80 мм), ХПТ 90 (от 40 до 90 мм), ХПТ 250 (от 90 до 250 мм);
- больших типоразмеров ХПТ 450 (от 170 до 450 мм).

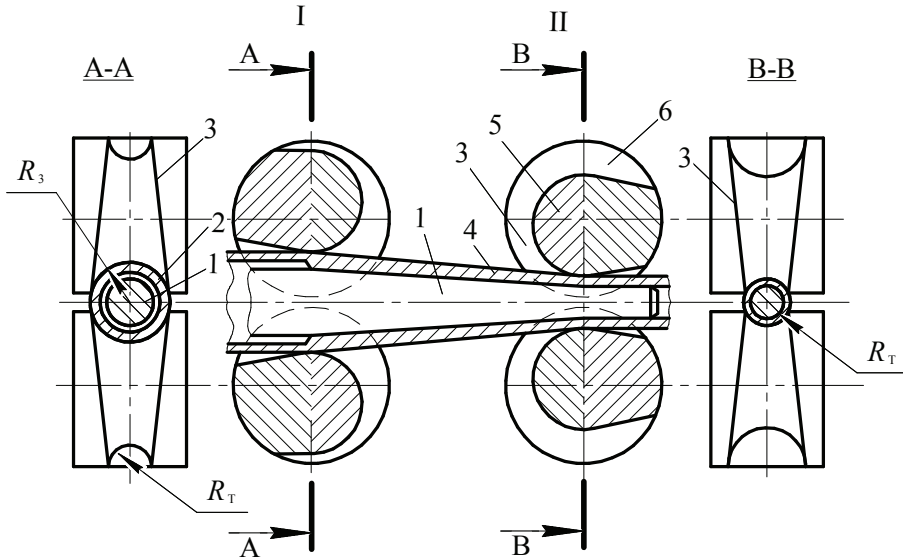


Рис. 43. Схема прокатки труб на стане ХПТ [27, с. 449]:

1 — коническая оправка; 2 — кольцевой зазор; 3 — ручей калибров; 4 — прокатываемая труба; 5 — калибр; 6 — рабочие валки (А — А — переднее и В — В — заднее положение клетки)

Технологические характеристики станов холодной прокатки труб представлены в табл. 7.

Таблица 7

Технологические характеристики станов холодной прокатки труб

Наименование параметра	Станы			
	ХПТ 32–3	ХПТ 55–3	ХПТ 90–3	ХПТ 250
<i>Заготовка</i>				
Наружный диаметр, мм	28–46	38–73	57–108	121–273
Толщина стенки, мм	1,35–6,0	1,75–12,0	2,5–20,0	2,5–28,0
Длина, мм	1,5–8,0	1,5–8,0	1,5–8,0	1,5–8,0
<i>Готовая труба</i>				
Наружный диаметр, мм	16–32	25–55	32–90	100–250
Толщина стенки, мм	0,4–5,0	0,75–10,0	1,1–18,0	1,0–25,0
Длина, мм	3,5–35,0	3,5–35,0	3,5–30,0	3,5–25,0

Окончание табл. 7

Наименование параметра	Станы			
	ХПТ 32–3	ХПТ 55–3	ХПТ 90–3	ХПТ 250
<i>Технологические параметры</i>				
Максимальное уменьшение поперечного сечения заготовки, %	88	88	88	80
Максимальное уменьшение наружного диаметра заготовки, мм	26	32	36	40
Подача за двойной ход, мм	2–30	2–30	2–30	4,1–40,5
<i>Конструктивные параметры</i>				
Диаметр валков, мм	300	364	434	800
Диаметр начальной окружности ведущей шестерни, мм	280	336	378–406	680–720
Длина хода клетки, мм	452	625	705	1000
Угол разворота валков, градус	185	213	214, 199	159, 168
Число двойных ходов клетки, мин <sup>-1</sup>	80–160	70–140	60–120	25–60
Мощность электродвигателя главного привода, кВт	67	95	130	1000

Роликовые станы периодического действия предназначены для холодной прокатки особотонкостенных труб диаметром от 4 до 120 мм с толщиной стенки от 0,03 до 3 мм. Общая относительная деформация трубы за один проход от 80 до 85 % достигается в основном за счет уменьшения толщины стенки, так как диаметр трубы может быть уменьшен только на величину от 2 до 4 мм.

Схема деформации металла на роликовых станах холодной прокатки труб (ХПТР) аналогична холодной прокатке труб на валковых станах (рис. 44). Трубы прокатываются на цилиндрической оправке с помощью трех или четырех рабочих роликов, по периметру которых нарезан круглый ручей постоянного радиуса, равного радиусу готовой трубы. В конце длины прямого хода клетки в поперечном сечении ролики образуют замкнутый круглый калибр.

Роликовые станы по сортаменту прокатываемых труб разделяются на две группы: станы для производства труб малых типоразмеров — ХПТР 3–8; ХПТР 4–15; ХПТР 8–15; ХПТР 15–30 и станы для производства труб средних типоразмеров — ХПТР 60–120; ХПТР 30–60 (табл. 8, 9).

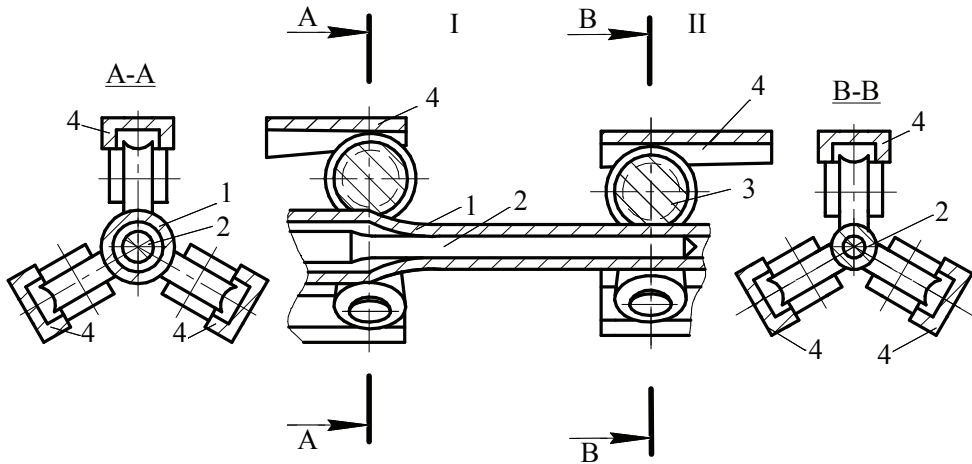


Рис. 44. Схема прокатки труб на стане ХПТР [27, с. 458]:

1 — трубная заготовка; 2 — цилиндрическая оправка; 3 — ролики; 4 — планки  
(А — А — переднее и В — В — заднее положение клетки)

Таблица 8

**Техническая характеристика станов ХПТР**

Наименование параметров	Типоразмер станов ХПТР			
	8–15	15–30	30–60	60–120
Наружный диаметр заготовки, мм	9–17	16–33	32–65	63–127
Наружный диаметр готовой трубы, мм	8–15	15–30	30–60	60–120
Толщина стенки заготовки, мм	0,12–2,50	0,12–3,00	0,4–4,0	0,5–5,0
Толщина стенки готовой трубы, мм	0,1–1,5	0,12–2,00	0,3–3,5	0,5–4,5
Длина заготовки, м	1,5–4,0	1,5–5,0	1,5–5,0	1,5–5,0
Максимальное редуцирование по диаметру, мм	2	3	5	7
Максимальный коэффициент вытяжки	3,0	3,5	3,5	3,5
Скорость прокатки, число двойных ходов в минуту	70; 94	60; 82	44; 60	0–60
Заправочная скорость, число двойных ходов в минуту	18; 24	16; 21	12; 20	10; 6
Величина подачи за один ход клетки, мм	1,3; 1,7; 2,5; 4,1; 5,3; 8,0	1,3; 2,1; 3,0; 4,0; 6,4; 9,0	1,3; 2,5; 3,4; 4,5; 6,6; 8,8	1,3; 2,0; 2,9; 4,2; 6,0
Длина хода клетки, мм	35	455	627	750
Мощность главного привода, кВт	7,1; 8,3	20; 25	28; 36	100
Угол поворота заготовки за двойной ход клетки	39°16'; 51°26'; 90°;120°	39°16'; 51°26'; 90°;120°	39°; 51°40'; 60°	37°30'; 51°30'; 60°



Таблица 9

## Температурно-скоростные режимы работы станков ХПТР

Тип стана	Толщина стенки трубы после прокат- ки, мм	Проме- жуточные и готовые размеры по требо- ваниям				Готовые размеры по требо- ваниям				ГОСТ 10498, ГОСТ 22897, ТУ 14-3-820				ГОСТ 10498				ТУ 14-3-1070			
		Проме- жуточные размеры по требо- ваниям		Готовые размеры по требо- ваниям		Проме- жуточные размеры по требо- ваниям		Готовые размеры по требо- ваниям		Проме- жуточные размеры по требо- ваниям		Готовые размеры по требо- ваниям		Проме- жуточные размеры по требо- ваниям		Готовые размеры по требо- ваниям		Проме- жуточные размеры по требо- ваниям		Готовые размеры по требо- ваниям	
		m	n	m	n	m	n	m	n	m	n	m	n	m	n	m	n	m	n	m	n
8–15	До 0,15 вкл.	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	От 0,16 до 0,25 вкл.	1,7	94	—	—	—	—	94	1,7	94	—	—	—	94	1,7	94	—	—	—	1,3	94
	От 0,26 до 0,40 вкл.	2,5	94	—	—	—	—	2,5	94	2,5	94	—	—	2,5	94	2,5	94	—	—	1,7	94
15–30	От 0,41 до 0,70 вкл.	2,5	94	2,5	94	4,0	94	2,5	94	2,5	94	2,5	94	2,5	94	2,5	94	2,5	94	1,7	94
	Свыше 0,70	4,0	94	4,0	94	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	2,5	94
	До 0,25 вкл.	2,1	82	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	1,3	82
	От 0,26 до 0,35 вкл.	3,0	82	3,0	82	3,0	82	3,0	82	3,0	82	3,0	82	3,0	82	3,0	82	3,0	82	2,1	82
	От 0,36 до 0,50 вкл.	4,0	82	4,0	82	4,0	82	4,0	82	4,0	82	4,0	82	4,0	82	4,0	82	4,0	82	2,1	82
30–60	От 0,51 до 1,00 вкл.	4,0	82	4,0	82	4,0	82	4,0	82	4,0	82	4,0	82	4,0	82	4,0	82	4,0	82	2,1	82
	Свыше 1,0	4,0	82	4,0	82	4,0	82	4,0	82	4,0	82	4,0	82	4,0	82	4,0	82	4,0	82	—	—
	До 0,29 вкл.	3,4	60	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
30–60	От 0,30 до 0,40 вкл.	3,4	60	3,4	60	3,4	60	3,4	60	3,4	60	3,4	60	3,4	60	3,4	60	3,4	60	—	—
	От 0,41 до 0,50 вкл.	4,5	60	4,5	60	4,5	60	4,5	60	4,5	60	4,5	60	4,5	60	4,5	60	4,5	60	2,5	60
	От 0,51 до 1,0 вкл.	4,5	60	4,5	60	4,5	60	4,5	60	4,5	60	4,5	60	4,5	60	4,5	60	4,5	60	3,4	60
30–60	Свыше 1,0	4,5	60	4,5	60	4,5	60	4,5	60	4,5	60	4,5	60	4,5	60	4,5	60	4,5	60	3,4	60
	До 0,40 вкл.	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	От 0,41 до 0,60 вкл.	2,0	40	2,0	40	2,0	40	2,0	40	2,0	40	2,0	40	2,0	40	2,0	40	2,0	40	—	—
60–120	От 0,61 до 1,0 вкл.	2,9	45	2,9	45	2,9	45	2,9	45	2,9	45	2,9	45	2,9	45	2,9	45	2,9	45	—	—
	Свыше 1,0	4,2	45	2,9	45	4,2	45	2,9	45	4,2	45	2,9	45	4,2	45	2,9	45	4,2	45	—	—

## Контрольные вопросы к главе 3

---

1. Что называется прессованием?
2. В каких основных областях производства применяют процесс прессования?
3. Какие методы прессования существуют?
4. Какие преимущества и недостатки имеет процесс прессования?
5. Какие типы внутренних втулок существуют? В чем их основные отличия?
6. Что является главным фактором, определяющим качество пресс-изделий?
7. При каких степенях деформации ведут процесс прессования?
8. Что такое пластичность?
9. Какие факторы необходимо учитывать при выборе температуры прессования?
10. Из каких основных операций состоит процесс производства холоднодеформированных труб?
11. Какие технологические смазки применяют при холодной прокатке труб?
12. Какие источники тепла можно выделить в процессе деформации?
13. С какой целью используют технологические смазки?
14. Какие станы холодной прокатки существуют? Какие размеры труб возможно получить на станах холодной прокатки?
15. Какие преимущества и недостатки имеет процесс холодной прокатки?

## 4. Термическая обработка труб из титановых сплавов

---

Термическая обработка — не только одна из завершающих технологических операций в производстве труб готовых размеров, но и промежуточная между деформациями. В первом случае ее применяют для придания трубам требуемых стандартами или техническими условиями эксплуатационных свойств (прочность и вязкость металла, стойкость при межкристаллитной коррозии, снятие остаточных напряжений и др.); во втором — для восстановления пластических свойств металла до уровня, обеспечивающего возможность дальнейшей обработки давлением с заданным режимом деформации.

### 4.1. Общие сведения о термической обработке труб из титановых сплавов

---

Для титана и его сплавов применяют в основном следующие виды термической обработки: отжиг, закалка и старение, в меньшей степени химико-термическую и термомеханическую обработку.

Термическую обработку перед деформацией в холодном состоянии проводят с целью устранения наклепа металла и создают возможность дальнейшей холодной деформации. Заключительные операции термической обработки служат аналогичным целям, а также для создания требуемой структуры и свойств металла. Отжиг труб из титановых сплавов преимущественно проводят в вакууме [50, с. 115].

Основная цель вакуумного отжига титановых сплавов — снижение содержания водорода до безопасных концентраций, при которых развитие характерной для титановых сплавов водородной хрупкости [51, с. 177–180] исключено. При этом решается и ряд дополнительных задач:

- снижается газонасыщение поверхностных слоев и в связи с этим часто отпадает необходимость травления сплавов после термической обработки;
- снимаются остаточные напряжения, что приводит к уменьшению коробления полуфабрикатов и поводков при последующих технологических операциях (сварке, механической обработке и т. п.);
- обеспечивается уровень механических свойств, соответствующий требованиям технических условий.

Уменьшение содержания водорода в металле при вакуумном отжиге основано на обратимости взаимодействия металлов и сплавов с водородом. Над металлом устанавливается вполне определенное равновесное давление водорода, которое зависит от температуры и концентрации водорода в металле (рис. 45).

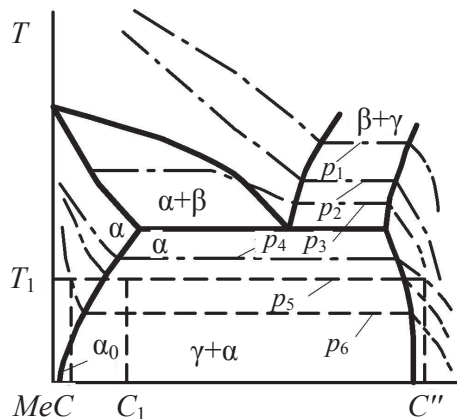


Рис. 45. Диаграмма состояния системы Ti-H ( $p_1 > p_2 > p_3 > p_4 > p_5 > p_6$ ) [50, с. 8]

Изменение температуры или давления в системе приводит к изменению концентрации водорода в металле до значений, соответствующих новым условиям равновесия. Равновесное давление водорода в газовой среде  $p$  и концентрация водорода  $C$  в металле связаны уравнением Борелиуса:

$$p = \varphi C_p^2 \exp[(\Delta H / (RT))], \quad (34)$$

где  $\varphi$  — константа;  $\Delta H$  — энтальпия растворения 1 моля газа;  $R$  — газовая постоянная;  $T$  — абсолютная температура.

При допущении, что удаление водорода из металла контролируется диффузионными процессами, время снижения содержания водорода  $\tau$  от исходной  $C_0$  до конечной концентрации  $C_k$  на половине толщины можно приближенно оценить по уравнениям [50, с. 159]:

- для шара

$$\tau = \frac{r^2}{\pi D} \ln \frac{C_0 - C_p}{C_k - C_p}; \quad (35)$$

- для цилиндра

$$\tau = \frac{r^2}{5,78 D} \ln \frac{C_0 - C_p}{C_k - C_p}; \quad (36)$$

- для плиты или листа

$$\tau = \frac{r^2}{\pi^2 D} \ln \frac{C_0 - C_p}{C_k - C_p}, \quad (37)$$

где  $r$  — радиус шара или цилиндра;  $h$  — толщина плиты (листа);  $D$  — коэффициент диффузии водорода в металле (его можно вычислить по данным, приведенным в табл. 10);  $C_p$  — равновесная концентрация водорода из выражения (34).

Таблица 10

**Параметры диффузии и равновесного давления водорода в сплавах титана в интервале температур от 400 до 800 °С [50, с. 17]**

Сплав	$D_0$ , см <sup>2</sup> /с	$Q$ , кДж/моль	$\Delta H$ , кДж/моль	$\phi^*$ , МН·м <sup>4</sup> /кг <sup>2</sup>
BT1–0	$3,3 \cdot 10^{-2}$	57,82	92,5	0,65
BT5	$3,8 \cdot 10^{-2}$	62,01	87±2	3
BT5–1	$1,22 \cdot 10^{-2}$	53,20	—	—
OT4	$2,7 \cdot 10^{-2}$	57,82	88	1,2
OT4–1	$2,4 \cdot 10^{-2}$	43,10	—	—
BT18	—	—	109	8,7
BT20	$5,5 \cdot 10^{-2}$	44,00	87,5±4,0	2,7
BT3–1	$4,8 \cdot 10^{-2}$	41,30	77	0,32
BT6	$5,8 \cdot 10^{-2}$	42,90	90±4	5,4
BT9 (BT8)	$6,4 \cdot 10^{-2}$	33,90	80,5±4,0	2,9
BT14	$7,4 \cdot 10^{-2}$	30,10	60±4	0,054
BT16	$6,9 \cdot 10^{-2}$	29,20	91±2	8,9
BT22	$5 \cdot 10^{-2}$	37,50	92±5	4,2
BT15	$1,5 \cdot 10^{-2}$	22,50	106±2	2,3
BT30	$2,1 \cdot 10^{-2}$	22,60	105±2	3,5

\* Размерность  $\phi$  соответствует концентрации водорода, выраженной в кг/м<sup>3</sup>;  $H$  — давлению в МПа, 1 кг/м<sup>3</sup> водорода  $\approx 0,022$  мас. %  $\approx 1$  % (атм).

Для исключения развития водородной хрупкости всех видов, необходимо, чтобы в результате вакуумного отжига среднее содержание водорода в металле снизилось до максимально допустимых значений  $C_d$  (табл. 11) [51, с. 112]. Значения  $C_d$  принимаются в 2–3 раза меньшими тех концентраций, свыше которых происходит резкое снижение разрушающих напряжений при испытаниях на замедленное разрушение. В этом случае будет гарантировано отсутствие замедленного разрушения не только в основном металле, но и в области концентраторов напряжений. Из этих соображений и следует выбирать значение конечной концентрации водорода  $C_k$  для расчета режимов вакуумного отжига ( $C_k < C_d$ ).

Таблица 11

**Максимально допустимые концентрации водорода, %, в конструкциях, выполненных из отожженных титановых полуфабрикатов [51, с. 113]**

Марка сплава	Изделия и конструкции		
	без сварки	сварные, без отжига после сварки	сварные, отожженные после сварки
BT5Л, BT5	0,011	0,007	0,010
BT5–1	0,011	0,007	0,010
BT20	0,016	0,010	0,013
OT4–1	0,004	0,003	0,004
OT4	0,008	0,005	0,007
OT4–1У	0,008	0,005	0,007
OT4У	0,006	0,004	0,006
BT6	0,020	0,015	0,017
BT14	0,030	0,015	0,020
BT16	0,030	—	—
BT22	0,035	—	—
BT15	0,065	—	—
BT30	0,065	—	—

При вакуумном отжиге нужно стремиться не к минимально возможному равновесному содержанию водорода  $C_p$ , соответствующему уравнению Борелиуса при заданной температуре вакуумного отжига, а к некоторому заданному значению, которое достигается за приемлемое для производства время. Разумно равновесную концентрацию  $C_p$  задавать в 2–3 раза меньше конечной концентрации  $C_k$ . После оценки  $C_p$  следует определить возможную температуру вакуумного отжига. Дав-

ление в пространстве печи при вакуумном отжиге создается в основном водородом. Разрежение, обеспечиваемое вакуумной системой печи, можно принять за равновесное давление водорода в уравнении Борелиуса (34). По известным значениям  $\phi$ ,  $\Delta H$  и заданным значениям давления водорода  $p$  и его исходной, равновесной и конечной концентрации в металле  $C_o$ ,  $C_p$ ,  $C_k$  температуру вакуумного отжига можно вычислить по уравнению Борелиуса для данного сплава. Если известны изотермы, изобары или изоконцентраты для данной системы металл (сплав) — водород, то температуру вакуумного отжига можно оценить графически (рис. 46), как и его время (рис. 47).

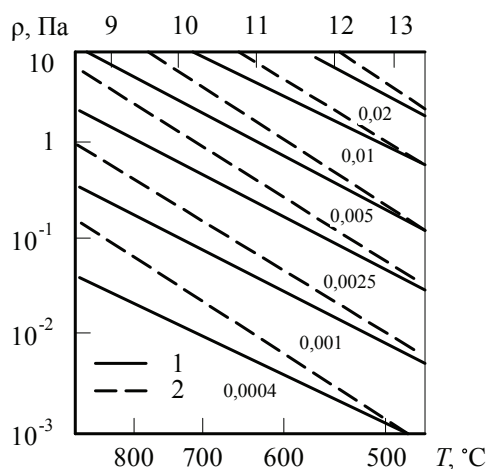


Рис. 46. Зависимость равновесного давления водорода над сплавами от обратной температуры при разном содержании водорода в металле [51, с. 159]:

1 — ОТ4; 2 — ВТ6

После выбора возможной температуры вакуумного отжига вычисляют коэффициент диффузии водорода в данном сплаве при выбранной температуре. Для этого заранее должна быть известна температурная зависимость коэффициента диффузии водорода в данном металле или сплаве:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right). \quad (38)$$

Значения  $D_0$  и  $Q$  для промышленных титановых сплавов приведены в табл. 10. Далее по уравнениям (35)–(37) определяется длительность вакуумного отжига  $\tau$ .

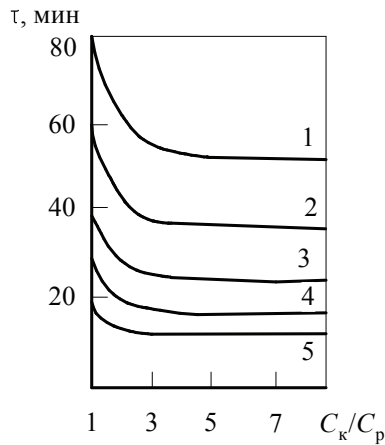


Рис. 47. Зависимость длительности вакуумного отжига 3 мм листа сплава ОТ4 от заданной конечной концентрации  $C_k$  при разных температурах отжига при  $C_0 = 8 C_k$  [50, с. 160]:

1 — 550 °C; 2 — 600 °C; 3 — 650 °C; 4 — 700 °C; 5 — 750 °C

Рассмотрим, как можно рассчитать температуру вакуумного отжига на основе принципов выбора режимов обезводороживающего отжига, сформулированных выше, на примере титановой конструкции, изготовленной сваркой из листов сплава ОТ4 толщиной 1–3 мм.

Замедленное разрушение сплава ОТ4 развивается при содержаниях водорода более 0,01 %. Конечная концентрация  $C_k$  водорода после вакуумного отжига должна быть в 2–3 раза меньше тех концентраций, при которых возможно замедленное разрушение; примем  $C_k = 0,005$  % (см. также табл. 11). Равновесная концентрация водорода:  $C_p = C_k / (2 \dots 3)$ . Примем  $C_p = 0,002$  %. Тогда из рис. 46 следует, что температура вакуумного отжига при давлении  $1,33 \cdot 10^{-2}$  Па должна быть не ниже 500 °C. Достаточно полное растворение оксидной пленки и снятие нежелательных остаточных напряжений в листах сплава ОТ4 происходит лишь при температурах выше 600–650 °C, так что температуру отжига надо повысить до 650 °C.

Локальная концентрация водорода ( $C_0$ ) обычно принимается  $C_0 = 8 C_k$ , так что  $C_0 = 0,025$  %. По данным табл. 10 вычисляем коэффициент диффузии водорода при определенной температуре (650 °C) по формуле (38). Он оказывается равным  $1,5 \cdot 10^{-5}$  см<sup>2</sup>/с. Тогда в результате расчета длительности дегазации титановых деталей толщиной 3 мм по формуле (37) получаем  $\tau \approx 30$  мин. Поскольку расчет по формулам



(35)–(37) весьма приближенный, то необходим некоторый запас достоверности расчетов. Таким образом, был сделан вывод, что вакуумный отжиг конструкций из сплава ОТ4 должен проводиться в вакууме с разрежением  $6,6 \cdot 10^{-3}$  Па при  $660^\circ\text{C}$  и выдержке 1–2 ч. Натекание в рабочее пространство печи следует ограничивать до минимальных значений для уменьшения альфирования (газонасыщения кислородом).

Технологические особенности вакуумного отжига полуфабрикатов, включая трубы и конструкций из титановых сплавов, определяются тем, что он должен обеспечить:

- снижение концентрации водорода до уровня, при котором было бы исключено развитие водородной хрупкости (замедленного разрушения) за все время эксплуатации конструкции;
- снятие нежелательных остаточных напряжений до уровня, при котором было бы исключено отрицательное их влияние на эксплуатационные характеристики конструкции;
- получение необходимых механических и эксплуатационных характеристик, сведение к минимуму вредных последствий от снятия при вакуумном отжиге полезных сжимающих напряжений, вакуумного растрова, испарения легирующих элементов из поверхностного слоя;
- сохранение геометрических размеров отжигаемого полуфабриката (конструкции);
- нанесение на вакуумированную поверхность оксидной пленки, защищающей металл от взаимодействия с парами воды и другими водородсодержащими газами.

При разработке технологии вакуумного отжига прежде следует оценить его температуру и продолжительность.

При больших сечениях отжигаемых полуфабрикатов (конструкций) или их элементов длительность отжига должна быть значительно увеличена (для практики). Поскольку в настоящее время металлургическая промышленность поставляет титановые полуфабрикаты с содержанием водорода значительно меньшим максимально допустимых, то не возникает проблемы сквозного обезводороживания крупногабаритных конструкций, и поэтому достаточно удалить водород из поверхностного слоя или устранить водородные сварочные пики. Длительность этих процессов вполне осуществима для практики.

При выборе оптимальной температуры вакуумного отжига следует иметь в виду, что во время этой технологической операции, помимо

удаления водорода из металла, могут происходить побочные процессы: развиваться процессы возврата, полигонизации и рекристаллизации.

Температура вакуумного отжига в ряде случаев (неполный отжиг) должна быть выбрана ниже температур эффективного разупрочнения металла в результате возврата, полигонизации или рекристаллизации. Неполный отжиг применяется для частичного снятия остаточных напряжений после прессования. Время отжига колеблется от 15 мин до 4 ч. Неполный отжиг — это отжиг для снятия остаточных напряжений, а также дорекристаллизационный отжиг.

В иных случаях разупрочнение, развивающееся в процессе вакуумного отжига, является желательным, и тогда режимы вакуумного (полного) отжига необходимо выбирать выше температур начала возврата, полигонизации, рекристаллизации. Таким образом полный отжиг по существу является рекристаллизационным отжигом. Рекомендуемые температуры полного и неполного отжига представлены в табл. 12 [52, с. 180–255]; [53, с. 252].

Продолжительность полного отжига в минутах зависит от максимального сечения полуфабриката:

1,5 мм .....	15
1,6–2,0 мм.....	20
2,1–6,0 мм.....	25
6,1–50,0 мм.....	60

В сечениях более 50 мм рекомендуют увеличивать выдержку до 2 ч.

При вакуумном отжиге снимаются нежелательные внутренние остаточные напряжения, которые приводят к короблению деталей в процессе механической обработки, но также снимаются и полезные сжимающие напряжения в поверхностном слое, созданные предшествующими технологическими операциями.

Снятие при вакуумном отжиге полезных сжимающих напряжений в поверхностном слое иногда приводит к снижению циклической выносливости. Целесообразность вакуумного отжига для каждого сплава сводится к оценке того, что наиболее опасно для него в данном конкретном применении: ухудшение циклической прочности или замедленное разрушение. Вредное влияние вакуумного отжига на выносливость можно не только устранить полностью, но и существенно ее повысить, применяя после отжига упрочняющую обработку поверхности.

Выбор режимов вакуумного отжига определяется также состоянием поверхности титановых конструкций. При слишком низких температурах выходу водорода из металла препятствует оксидная пленка; выше интервала температур от 500 до 600 °С она растворяется, и обезводороживание становится возможным. Вместе с тем температура вакуумного отжига титановых сплавов не должна быть слишком высока, поскольку, начиная с температур примерно от 800 до 850 °С, происходит интенсивное испарение легирующих элементов из поверхностного слоя металла, вакуумное растравливание поверхности, необратимые и недопустимые изменения свойств.

Таблица 12

**Температуры  $T_{\text{нп}}$  начала и конца рекристаллизации и режимы полного и неполного отжига титана и его сплавов**

Марка	Темпера- тура $T_{\text{нп}}$ , °C	Температура рекристалли- зации, °C		Температура полного отжига, °C		Температу- ра неполного отжига, °C
		нача- ло	конец	листы и ли- стовые полу- фабрикаты	прутки, поков- ки, штамповки трубы	все полуфа- брикаты
<i><math>\alpha</math>-Сплавы</i>						
BT1–00	885–890	580	670	520–540	670–690	445–465
BT1–0, ПТ1М	885–900	600	700	520–540	670–690	445–465
BT5	930–980	750	850	—	800–850	550–600
BT5–1	950–990	880	950	700–750	800–850	550–600
ПТ7М					650–760	480–595
<i>Псевдо-<math>\alpha</math>-сплавы</i>						
OT4–0	860–930	680	800	590–610	690–710	480–520
OT4–1	910–950	720	840	640–660	740–760	520–560
OT4	920–960	760	860	660–680	740–760	545–585
BT20	990–1040	800	950	700–800	700–800	600–650
AT2	870–910	—	—	600–650	650–700	520–560
AT3	940–1000	—	—	800–850	800–850	545–585
TC5	970–1020	—	—	760–780	760–780	600–650
Gr9, ПТЗВ	920–930	—	—	—	650–760	370–650

Окончание табл. 12

Марка	Темпера- тура $T_{\text{пн}}$ , °С	Температура рекристалли- зации, °С		Температура полного отжига, °С		Температу- ра неполного отжига, °С
		нача- ло	конец	листы и ли- стовые полу- фабрикаты	прутки, поков- ки, штамповки трубы	все полуфа- брикаты
(α+β)-Сплавы						
BT6, BT6C	980—1010	850	950	750—800	750—800	600—650
BT3—1	960—1000	850	960	—	800—850	530—620
BT14	920—960	900	930	740—760	740—760	550—650
BT16	840—880	820	840	730—770	770—790	520—550
BT8	980—1020	900	980	—	800—850	530—620
BT9	980—1020	900	980	—	800—850	530—620
BT23	880—930	—	—	740—760	740—760	550—650
BT22	840—880	800	825	740—760	680—800	550—650
Псевдо-β-сплавы						
BT15	750—800	500	770	790—810	790—810	550—650
TC6	770—810	—	—	790—810	790—810	550—650

Побочные процессы, которые могут иметь место при вакуумном отжиге, необходимо учитывать при выборе оптимальных режимов отжига. Следует иметь в виду, что оценка температуры отжига по уравнению Борелиуса дает нижнюю возможную температуру для экзотермических окклюдеров, подобных титану и его сплавам. Поэтому есть довольно широкие возможности варьирования этой температурой.

После вакуумного отжига поверхность металлов и сплавов обладает повышенной активностью по отношению к газам, составляющим атмосферу воздуха. Титан и его сплавы являются эффективными геттерами. Поэтому следует предусмотреть напуск воздуха на стадии охлаждения при температурах, которые обеспечивают создание надежной защитной пленки, но еще не приводят к недопустимому газонасыщению поверхностных слоев металла.

Если в вакууме отжигают не полуфабрикаты, а готовые изделия, конструкции или элементы конструкции, то добавляется еще одно условие: скорость нагрева должна быть выбрана так, чтобы не происходило коробления отжигаемых конструкций, а скорость охлаждения лимитируется устройством вакуумной печи. Теоретические расчеты

и накопленный опыт вакуумного отжига показывают, что если разнотолщинность достигает 50 мм, допустимой является скорость нагрева 40 °С/ч; при разнотолщинности не более чем 5 мм скорость нагрева и охлаждения может быть увеличена до 80 °С/ч.

Общая технологическая схема вакуумного отжига включает в себя следующие операции:

- подготовка вакуумной печи, оснастки, приспособлений, садки к вакуумному отжигу, при которой необходимо соблюдать рекомендации по эксплуатации вакуумной печи. Во избежание конденсации паров воды на стенках, экранах, нагревателях и т. п. вакуумную печь следует открывать на минимальное время, необходимое для загрузки и выгрузки садки, а все остальное время ее следует держать под вакуумом, хотя бы и неглубоким;
- формирование садки, при которой полуфабрикаты, детали, элементы конструкций размещают так, чтобы они не соприкасались (расстояние между ними должно быть не менее 20–50 мм). В противном случае возможно довольно плотное их слипание, поскольку титан сильно склонен к адгезионному сцеплению. Если две титановые детали положить одна на другую, то при вакуумном отжиге происходит их довольно плотная диффузионная сварка, поэтому детали после отжига трудно разделить не повреждая;
- размещение садки в печи, при которой расстояние между отжигаемыми титановыми полуфабрикатами, изделиями, деталями, с одной стороны, и экранами печи, с другой стороны, должно быть не менее 50 мм. Садка должна быть примерно равноудалена от противоположных стенок печи. При размещении садки в печи одновременно устанавливают в различных точках садки термопары для контроля за температурным режимом нагрева и его регулирования, при этом хотя бы одна из термопар должна быть в наиболее «затененном месте» (нагреваемом с наименьшей скоростью) и хотя бы одна в наиболее «горячем»;
- герметизация печи и ее вакуумирование ( $\sim 10^{-2}$  Па), которое производится в соответствии с техническими характеристиками печи;
- нагрев, выдержка и охлаждение садки. Несмотря на выполнение рекомендаций по эксплуатации вакуумной печи, при нагреве до  $\sim 80$  °С начинается интенсивная десорбция паров воды с экранов и стенок печи, приспособлений, садки. Поэтому часто

приходится задерживать подъем температуры при  $\sim 80^\circ\text{C}$ , чтобы десорбировавшие пары воды успели уйти из эвакуируемого пространства печи, а не прореагировали с металлом. Вторую задержку температуры иногда приходится делать при  $\sim 350^\circ\text{C}$ , когда интенсивно испаряются с поверхности металла оставшиеся следы смазки и другие органические вещества. Температуру начинают повышать после указанных задержек по достижении остаточного давления  $10^{-2}$  Па. Скорость охлаждения после вакуумного отжига определяется конструкцией печи и при выключении нагрева обычно составляет от 40 до  $80^\circ\text{C/ч}$ ;

- разгерметизация печи и выгрузка садки. При необходимости ускорения охлаждения в печь вводят холодный гелий или аргон. Когда температура печи достигает  $\sim 250^\circ\text{C}$ , в печь впускают воздух для создания на поверхности деталей и конструкций тонкой оксидной пленки, защищающей вакуумированный металл от взаимодействия с газами в процессе их эксплуатации. При температуре  $\sim 80^\circ\text{C}$  садку выгружают;
- контрольные операции. Контроль качества отожженной детали (элемента конструкции) осуществляют визуально: на поверхности не должно быть цветов побежалости, явных отклонений от заданной геометрии. Титан и его сплавы при вакуумном отжиге, несмотря на довольно высокий вакуум, поглощают газы, составляющие остаточную атмосферу вакуумной печи ( $\text{O}_2$ ,  $\text{N}_2$ ,  $\text{H}_2\text{O}$ ,  $\text{CO}$ ,  $\text{CO}_2$ , различные углеводороды). Поэтому проводят контроль на газонасыщение поверхностных слоев. Контроль на содержание водорода проводят или на образцах-свидетелях, или (и) по результатам спектрального анализа поверхностных слоев отдельных характерных мест детали (конструкции). Содержание водорода не должно превышать максимально допустимых концентраций.

Для полуфабрикатов, включая трубы, и элементов конструкций одна из важнейших технологических задач вакуумного отжига — сохранение заданных геометрических размеров. Для этого отжигаемые элементы конструкции обычно фиксируют специальными приспособлениями, которые исключают изменение ее геометрических размеров из-за протекающей в процессе отжига внутри металла микропластической деформации и дислокационной ползучести.

Единственный недостаток вакуумного отжига — низкая производительность.

В ряде случаев трубы отжигают на электроконтактных установках и в печах электросопротивления. Электроконтактным способом отжигают трубы, изготавливаемые из пластичных сплавов типа ВТ1–0, ПТ-1 М, Gr2. Отжиг в печах сопротивления является наиболее дешевым, способом термообработки, но может увеличивать толщину газонасыщенного слоя.

В качестве окончательной термической обработки двухфазных титановых сплавов, помимо неполного и полного отжига, применяют изотермический и двойной отжиг. Данные виды отжига для труб обычно проводят в печах с защитной атмосферой, а не в вакууме. Режимы отжига представлены в табл. 13.

Таблица 13

**Режимы изотермического и двойного отжига промышленных титановых сплавов  
(прутки, поковки, штамповки, трубы, профили и детали из них)**

Сплав	Изотермический отжиг			Двойной отжиг		
	температура 1-й ступени, °С	температура 2-й ступени, °С	время выдержки 2-й ступени, ч	температура 1-й ступени, °С	температура 2-й ступени, °С	время выдержки 2-й ступени, ч
ВТЗ-1	870–920	600–650	2	870–920	550–600	2–5
ВТ8	920–950	570–600	1	920–950	570–600	1
ВТ9	950–980	530–580	2–12	950–980	530–580	2–12
ВТ14	790–810	640–660	0,5	—	—	—

Изотермический отжиг состоит из нагрева сплава на 1-й ступени при сравнительно высоких температурах, достаточных для полигонизации или рекристаллизации, охлаждения до температур, обеспечивающих высокую стабильность  $\beta$ -фазы (эти температуры обычно ниже температуры рекристаллизации), и выдержки при этой температуре с последующим охлаждением на воздухе. Для перехода от первой ступени ко второй полуфабрикаты и изделия или охлаждают с печью до температуры второй ступени, или переносят в другую печь. Изотермический отжиг обеспечивает более высокую пластичность, термическую стабильность и длительную прочность, чем полный отжиг. Поэтому изотермический отжиг широко применяют для жаропрочных сплавов, таких как ВТЗ-1, ВТ8, ВТ9.

Двойной ступенчатый отжиг отличается от изотермического тем, что после отжига на первой ступени сплав охлаждают до комнатной



температуры на воздухе, а затем снова нагревают до температуры второй ступени — она ниже, чем на первой ступени (см. табл. 13).

При двойном отжиге в деформированных сплавах при температуре первой ступени происходят те же процессы, что и на первой ступени изотермического отжига, т.е. полигонизация и рекристаллизация. В результате рекристаллизационных процессов снимается нагартовка и повышается однородность структуры и свойств сплава. При охлаждении на воздухе частично протекает превращение  $\beta \rightarrow \alpha$ , но  $\beta$ -фаза не приобретает равновесного состава и при последующем нагреве при температуре второй ступени в  $\beta$ -фазе происходят процессы распада. В итоге в отличие от полного и изотермического отжига, приводящих к разупрочнению сплавов, двойной отжиг, наоборот, вызывает повышение прочностных характеристик при некотором снижении пластичности.

Термин «двойной отжиг» неудачен в связи с тем, что эта термическая обработка включает элементы рекристаллизационного (дорекристаллизационного) отжига, частичной (мягкой) закалки и старения. Поэтому ее правильнее называть «упрочняющий двойной отжиг» или «мягкая упрочняющая термическая обработка».

Для сплава ВТ22 разработан сложный режим термической обработки, позволяющий обрабатывать все виды полуфабрикатов независимо от их сечения и технологии производства. Эта обработка включает нагрев при температуре от 830 до 850 °С в течение времени от 1 до 3 ч, охлаждение с печью до 750 °С, выдержку от 1 до 2 ч при этой температуре, охлаждение на воздухе (в воде), затем нагрев при температуре от 480 до 630 °С в течение времени от 2 до 4 ч, охлаждение на воздухе. Первую ступень термической обработки проводят при температурах несколько ниже  $T_{\text{пп}}$  в целях устранения нагартовки. При медленном охлаждении до 750 °С с последующей выдержкой при этой температуре  $\beta$ -фаза обогащается  $\beta$ -стабилизаторами в такой степени, что при охлаждении на воздухе она не испытывает превращений. Затем следует высокотемпературное старение (перестаривание) в интервале от 480 до 630 °С. Температуру последней ступени выбирают в зависимости от уровня прочности, содержащегося в требованиях к данному полуфабрикату. Таким образом, указанная обработка включает элементы изотермического отжига, закалку и старение.

Продолжительность первой ступени изотермического и двойного отжига определяется сечением трубы и выбирается такой же, как и для полного отжига (см. с 113).



## 4.2. Влияние режимов термической обработки на механические свойства труб и других деформированных полуфабрикатов из титановых сплавов

---

В специальной литературе ограниченное количество системных сведений о влиянии термической обработки механические свойства труб из титановых сплавов, полученных методами горячей и холодной деформации. В связи с этим в данном разделе будут представлены сведения о влиянии термической обработки (главным образом вакуумного отжига) на механические свойства не только труб, но и других полуфабрикатов (листы, прутки, поковки) из титановых сплавов, используемых для производства труб.

### 4.2.1. Горячедеформированные трубы и полуфабрикаты

В начале рассмотрим влияние вакуумного отжига на механические свойства горячедеформированных полуфабрикатов. Наиболее подробно такое влияние изучено на прутках из сплавов ОТ4–1, ОТ4, ВТ6, ВТ16, ВТ20, ВТ22 (рис. 48) [50, с. 142]. Из представленных зависимостей видно, что для большинства сплавов наблюдается некоторое снижение прочностных и пластических свойств с повышением температуры отжига, в то же время для сплавов ВТ16 и ВТ22 фиксируется минимум прочностных и максимум пластических свойств (особенно у ВТ22) при температуре отжига 750 °С. Наблюдаемое изменение свойств обусловлено тем, что исходные прутки были частично нагартованы и поэтому с повышением температуры вакуумного отжига в них развиваются процессы возврата и рекристаллизации, вызывающие снижение прочностных свойств. Наличие экстремальной зависимости свойств от температуры отжига в сплавах ВТ16 и ВТ22 (наиболее легированных  $\beta$ -стабилизаторами из рассматриваемых сплавов), по мнению авторов работы [50, с. 144], связано с относительно низкой  $T_{\text{пп}}$  в данных сплавах, в связи с чем сильные изменения фазового состава и структуры в них начинают происходить при более низких температурах, чем в остальных исследованных сплавах.

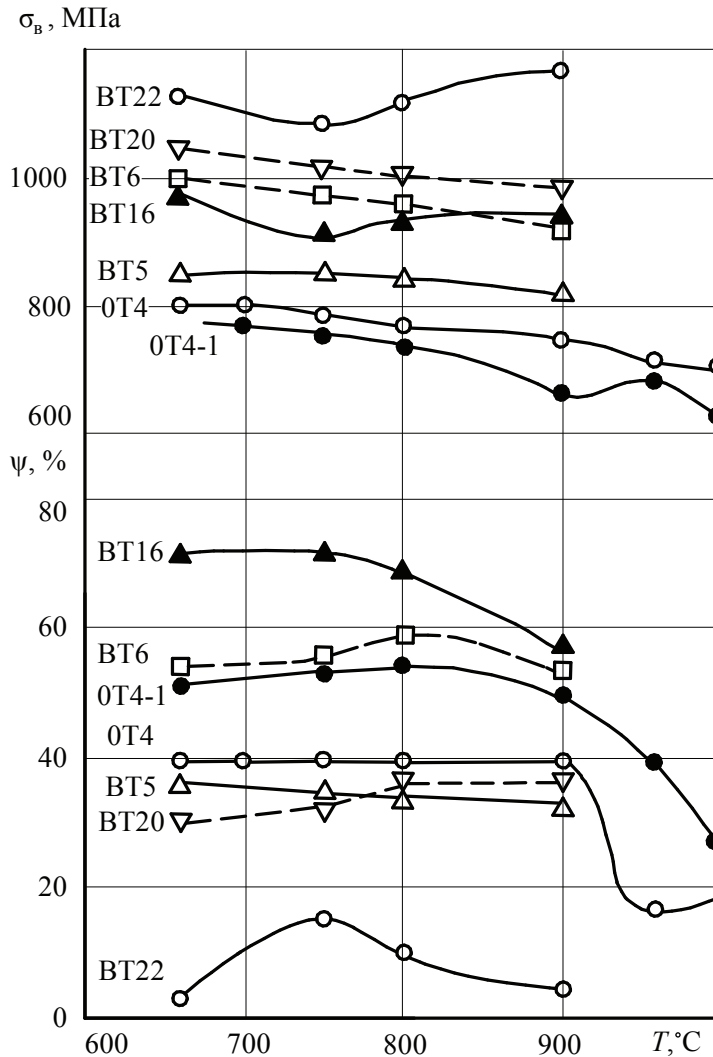


Рис. 48. Влияние температуры вакуумного отжига на механические свойства образцов, вырезанных из прутков титановых сплавов [50, с. 143]

В работе [54, с. 6–10] проведено сравнение влияния отжига в вакууме и на воздухе на свойства прутков из сплавов ОТ4–1 и ОТ4 (рис. 49). При повышении температуры отжига с 600 до 900 °С как в вакууме, так и на воздухе наблюдается постепенное снижение прочностных и незначительное повышение пластических характеристик. При отжиге выше 900 °С в сплаве ОТ4 и 950 °С в сплаве ОТ4–1 фиксируется резкое снижение прочностных и пластических характеристик,

а также ударной вязкости (определяли на сплаве ОТ4–1). Наблюдаемый характер изменения механических свойств при вакуумном отжиге зависит от структуры и содержания водорода в сплаве. Понижение прочности и повышение пластичности с ростом температуры отжига до 900 °С связаны в развитии процессов возврата и рекристаллизации в исходных горячедеформированных прутках. При этом, согласно данным работы [54, с. 6–10], размер зерна в исследуемых сплавах практически не изменяется и резко начинает расти при температурах отжига свыше 900 °С, что и вызывает резкое снижение механических характеристик. Дополнительно можно отметить, что вакуумный отжиг при температурах от 1000 до 1100 °С способствует сильному вакуумному растравливанию поверхности образцов, что также сказывается на снижении механических характеристик.

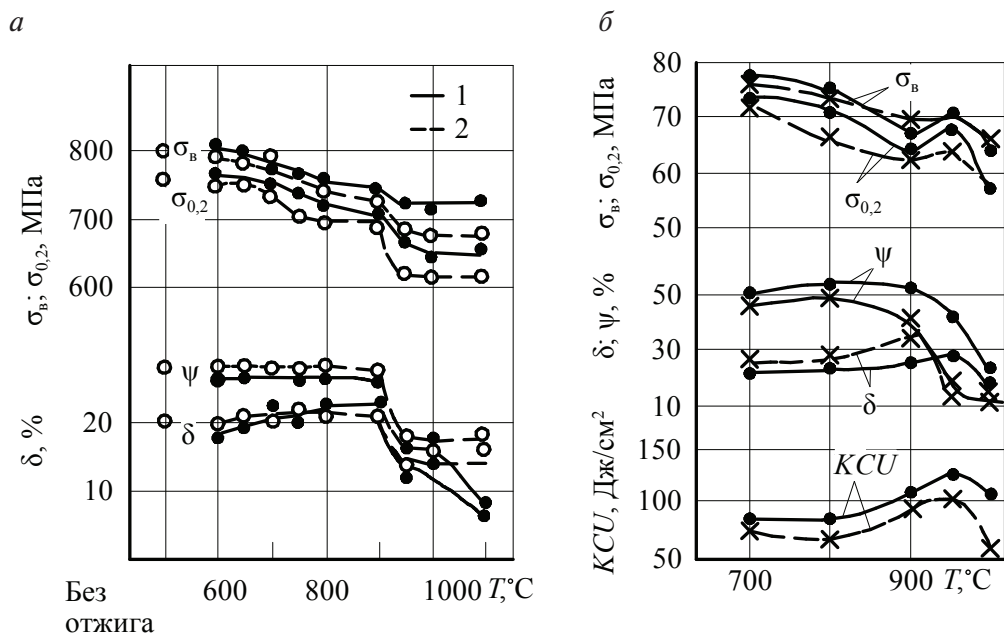


Рис. 49. Влияние температуры отжига на механические свойства сплавов:

а — ОТ4–1 (1 — вакуумный отжиг; 2 — отжиг на воздухе); б — ОТ4

В работе [55, с. 393] изучено влияние температуры вакуумного отжига готовых образцов диаметром 5 мм из жаропрочных сплавов ВТ3–1, ВТ8 при температуре от 600 до 950 °С в течение 2, 6, 10 ч (степень разряжения  $5 \cdot 10^{-4}$  и  $5 \cdot 10^{-2}$  мм рт. ст.) на состояние поверхности и механические свойства. Установлено, что отжиг в вакууме  $5 \cdot 10^{-4}$  мм рт. ст.

при температуре от 600 до 700 °С в течение 2 часов не изменяет состояние гладкой блестящей поверхности. При повышении температуры до 800 °С поверхность тускнеет, а при 900 °С становится матовой со слабо выраженной макроструктурой на образцах сплава ВТЗ–1. Вакуумный отжиг при 950 °С способствует выявлению макроструктуры. Увеличение выдержки до 6 и 10 ч при температуре 900 и 950 °С соответственно усиливает эффект травления и приводит к более четкому выявлению макроструктуры. При этом макроструктура в процессе отжига на образцах сплава ВТ8 выявляется при более высокой температуре, чем у сплава ВТЗ–1. При визуальном осмотре образцов, подвергнутых отжигу в вакууме  $5 \cdot 10^{-2}$  мм рт. ст. при температуре от 900 до 950 °С в течение 2 ч, обнаружено незначительное окисление их поверхности и менее заметное выявление макрозерна, чем при вакууме  $5 \cdot 10^{-4}$  мм рт. ст.

Механические свойства сплавов ВТ8, ВТЗ–1 при комнатной температуре в зависимости от температуры отжига представлены на рис. 50 [55, с. 177].

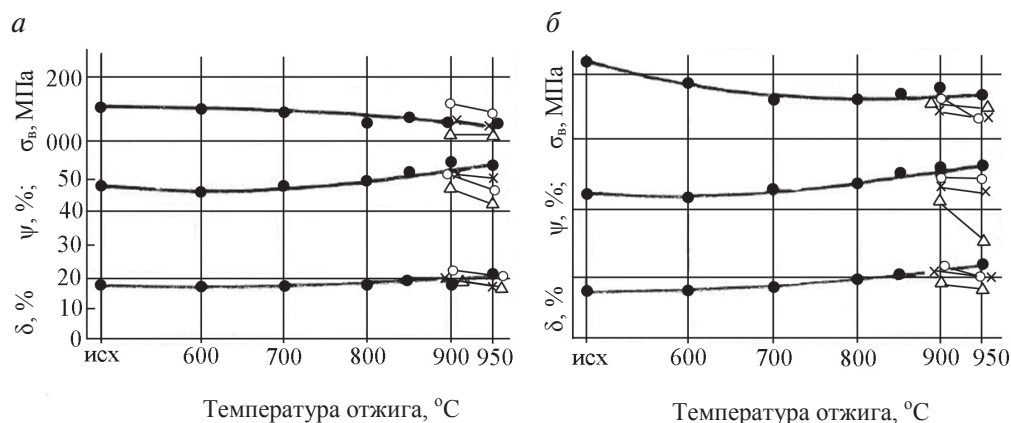


Рис. 50. Влияние вакуумного отжига на механические свойства сплавов ВТЗ–1 (а) и ВТ8 (б) в зависимости от температуры, времени и глубины вакуума:

- — вакуум  $5 \cdot 10^{-4}$  мм рт. ст., выдержка 2 ч; ○ — вакуум  $5 \cdot 10^{-4}$  мм рт. ст., выдержка 6 ч;
- × — вакуум  $5 \cdot 10^{-4}$  мм рт. ст., выдержка 10 ч; Δ — вакуум  $5 \cdot 10^{-2}$  мм рт. ст., выдержка 2 ч

С повышением температуры отжига до 950 °С при выдержке 2 часа в вакууме  $5 \cdot 10^{-4}$  мм рт.ст. наблюдается незначительное снижение прочностных и повышение пластических свойств. Увеличение времени выдержки до 6 и 10 ч при температуре 900 и 950 °С соответственно более заметно снижает предел прочности и поперечное сужение. После от-

жиг в вакууме  $5 \cdot 10^{-2}$  мм рт. ст. при 900 и 950 °С наблюдается аналогичная картина.

Характер изменения структуры сплава ВТЗ–1 в исходном состоянии и после вакуумного отжига приведен на рис. 51.

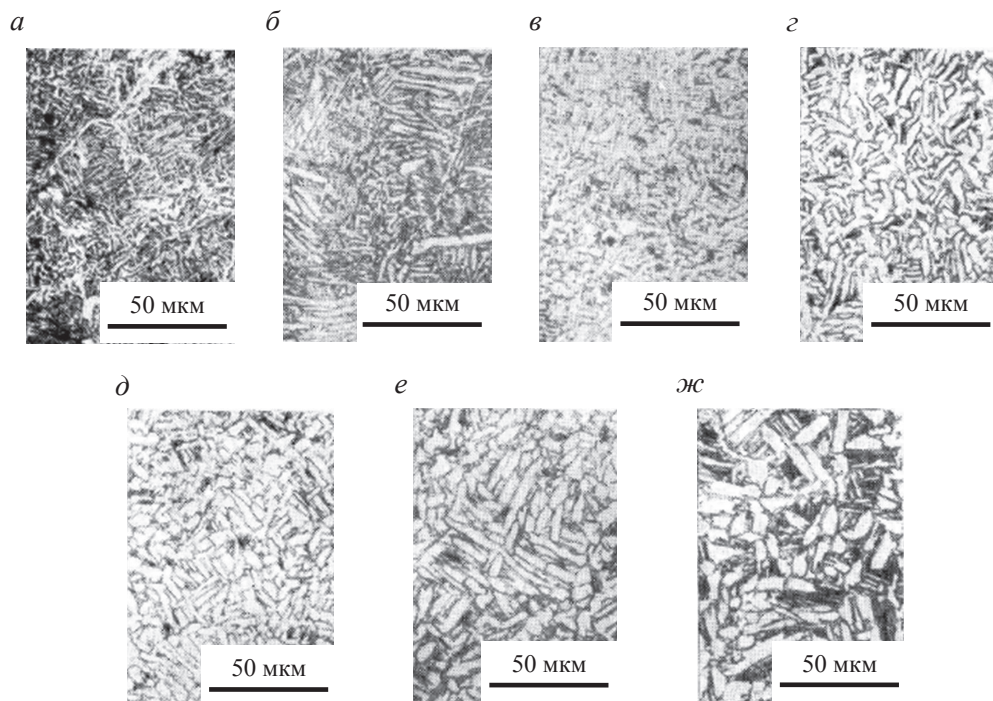


Рис. 51. Микроструктура образцов сплава ВТЗ–1 в исходном состоянии и после вакуумного отжига:

*а* — исходное; *б* — 900 °С, 2 ч; *в* — 900 °С, 6 ч; *г* — 900 °С, 10 ч; *д* — 950 °С, 2 ч; *е* — 950 °С, 6 ч; *ж* — 950 °С, 10 ч

Из рис. 51 видно, что исходная тонкопластинчатая структура  $\alpha$ -фазы корзиночного плетения с увеличением температуры и времени вакуумного отжига трансформируется в более крупнопластинчатую структуру  $\alpha$ -фазы, в которой находят развитие процессы коагуляции, что, очевидно, и приводит к снижению прочностных характеристик сплава. В сплаве наблюдаются аналогичные структурные изменения, но со сдвигом по температуре на 50 °С, вероятно, из-за более высокой  $T_{\text{пп}}$ .

Исходя из полученных результатов для обеспечения высокого качества поверхности и комплекса свойств отжиг готовых изделий, в том

числе труб из титановых сплавов рекомендуется проводить при температурах от 750 до 800 °С, не выше [55, с. 179].

Влияние вакуумного отжига на свойства сплава ВТ9 было изучено на катаных прутках диаметром 25 мм со структурой  $\alpha$ -фазы глобулярного типа и на катаных прутках диаметром 40 мм со структурой  $\alpha$ -фазы пластинчатого типа, полученной нагревом в  $\beta$ -области при температуре 1020 °С перед проведением стандартной термической обработки. Механические свойства образцов (диаметр 3 мм, длина 36 мм) после трех вариантов термообработки приведены в табл. 14 [55, с. 179–180].

Таблица 14

**Влияние вакуумного отжига на механические свойства  
при температуре 20 °С сплава ВТ9**

Микро- структура	Отжиг	$\sigma_b$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	$\varphi$ , %	$a_n$ , Н/мм <sup>2</sup>	НВ $d_{отп}$ , мм
Игольча- тая, прутки диаметром 40 мм	Стандартная термообработка заготовок в воздушной среде	1109,1	10,2	16,4	39,20	3,30
	В вакуумном контейнере заготовок	1022,8	12,0	21,9	38,20	3,40
	В вакуумном контейнере готовых образцов	1051,2	13,2	24,3	45,80	3,40
Равноос- ная, пру- ток диаме- тром 25 мм	Стандартная термообработка заготовок в воздушной среде	124,0	15,6	43,5	5,45	3,25
	В вакуумном контейнере заготовок	114,0	17,0	42,0	5,30	3,36
	В вакуумном контейнере готовых образцов	121,0	13,0	38,0	3,30	3,30

*Примечание.* В таблице приведены средние значения из 10 определений.

Из табл. 14 видно, что после обработки в вакуумированном контейнере предел прочности снижается на 60–90 МПа для образцов с пластинчатой структурой и на 50–100 МПа для образцов с глобулярной структурой по сравнению со стандартным отжигом. При этом пластичность образцов с пластинчатой структурой повышается. Такое изменение механических свойств сплава ВТ9 связано с меньшей скоростью охлаждения образцов и заготовок, которое начинается с температуры 950 °С, в вакуумированном контейнере по сравнению с охлаждением на воздухе.

### 4.2.2. Холоднокатаные трубы и полуфабрикаты

В отечественной литературе не удалось найти систематизированных данных по влиянию температуры отжига на механические свойства холоднокатаных труб из титановых сплавов. В связи с этим вначале рассмотрим такого рода влияние на примере холоднокатаных листов из сплавов ВТ1–0, ОТ4, ВТ15 [52, с. 241–242].

Анализ полученных зависимостей на рис. 52 показывает, что активное снижение прочностных и повышение пластических характеристик в  $\alpha$ -сплаве ВТ1–0 и псевдо- $\alpha$ -сплаве ОТ4 наблюдается при повышении температуры отжига в интервале от 400 до 700 °С и от 450 до 850 °С соответственно. Это, очевидно, связано с активизацией процессов возврата и особенно рекристаллизации в исследованных диапазонах температур нагрева (см. табл. 12). При этом из-за легирования в сплаве ОТ4 диапазон температур начала и конца рекристаллизации сдвинут в область более высоких температур по сравнению с нелегированным техническим титаном ВТ1–0. Следовательно, при более высоких температурах отжига наблюдается развитие активного разупрочнения в сплаве ОТ4. При более высоких температурах отжига по отношению к выделенному диапазону изменение механических свойств менее значительно.

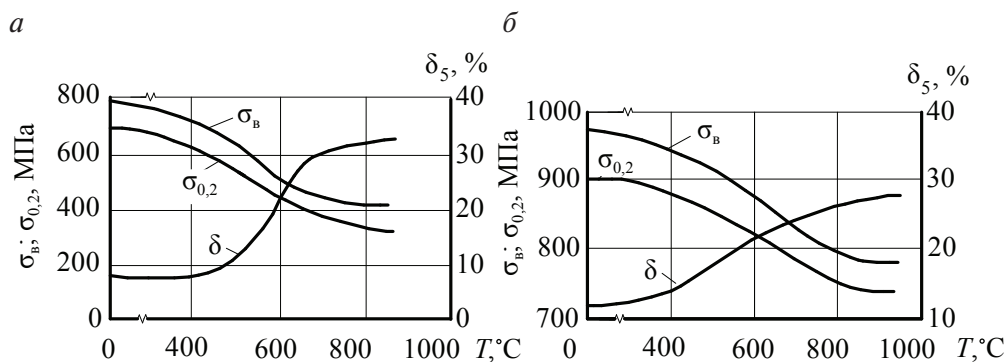


Рис. 52. Изменение механических свойств холоднодеформированных листов в зависимости от температуры отжига в течение 30 мин:

*a* — 1,5 мм лист из сплавов ВТ1–0, деформированный на 50 %; *б* — лист из сплава ОТ4, деформированный на 30 % [52, с. 242]

В целом можно отметить, что холоднодеформированные однофазные  $\alpha$ -титановые сплавы, а также сплавы на основе  $\alpha$ -структуры с небольшим количеством  $\beta$ -фазы (псевдо- $\alpha$ -сплавы, а также  $(\alpha+\beta)$ -сплав ВТ6)



изменяют свои свойства при отжиге преимущественно в связи с развитием процессов рекристаллизации.

В отличие от сплавов ВТ1–0 и ОТ4 изменение комплекса свойств при отжиге листов из псевдо- $\alpha$ -сплава ВТ15 носит более сложный характер (рис. 53) [52, с. 244–245].

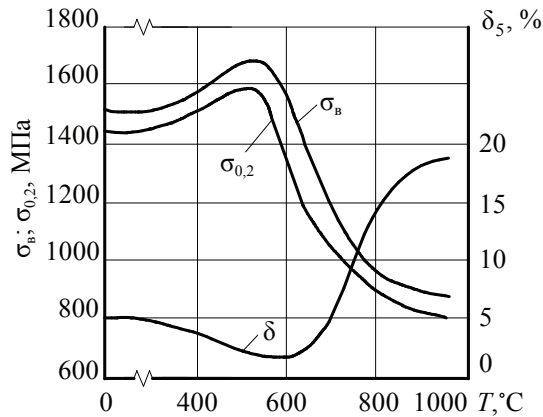


Рис. 53. Изменение механических свойств холоднодеформированных листов 2 мм из сплава ВТ15, деформированных на 70 %, в зависимости от температуры отжига в течение 1 ч [52, с. 245]

Особенностью высоколегированного  $\beta$ -стабилизирующими элементами (Мо и Сг) псевдо- $\beta$ -сплава ВТ15 является то, что его обычным состоянием на стадии технологических переделов является полностью  $\beta$ -структура, хотя в равновесном состоянии он содержит примерно 80 %  $\beta$ -фазы и 20 %  $\alpha$ -фазы. Сплав отжигают при температурах  $\beta$ -области (выше 780 °C) и после отжига ускоренно охлаждают в воде или на воздухе. Такая обработка позволяет сохранить в структуре сплава 100 %  $\beta$ -фазы и придать ему высокую пластичность. В данном случае листы из ВТ15, предварительно отоженные при 800 °C и охлажденные на воздухе, прокатывали в холодном состоянии с деформацией 70 % на толщину 2 мм. Поскольку в таком состоянии сплав термически не стабилен, то по мере повышения температуры отжига от 350 до 500 °C происходит его дисперсионное упрочнение, связанное с распадом метастабильной  $\beta$ -фазы с выделением дисперсных частиц вторых фаз. Вследствие этого в заданном интервале температур отжига фиксируется рост прочностных и снижение пластических характеристик. Повышение температуры отжига в диапазоне от 500 до 750 °C



сопровождается одновременно укрупнением дисперсных частиц, являющихся продуктом распада  $\beta$ -фазы, и развитием процесса рекристаллизации холоднокатаного металла. При этом по мере повышения температуры отжига до  $T_{\text{III}}$  в сплаве происходит не только укрупнение образующихся при распаде  $\alpha$ -частиц, но и уменьшение их объемной доли в структуре. В связи с этим характеристики прочности при повышении температуры отжига в этом интервале резко снижаются, а пластичность возрастает. При отжиге при температурах 800 °C и выше при охлаждении на воздухе в структуре фиксируется однофазная рекристаллизованная структура с низкой прочностью и повышенной пластичностью.

Таким образом в высоколегированных титановых сплавах со значительным содержанием  $\beta$ -фазы (BT22, BT15 и др.) в процессе отжига после холодной деформации происходят не только процессы рекристаллизации, но и существенно изменяется фазовый состав. Изменение фазового состава в сплавах такого типа при отжиге, как правило, регламентируется скоростями охлаждения с температур отжига, а также использованием отжига ступенчатого типа. В частности, полуфабрикаты из сплава BT22 после отжига охлаждают со скоростью 2–4 °C/мин до 350 °C, а затем на воздухе.

В зарубежной научной литературе удалось найти систематизированные данные по влиянию отжига на механические свойства холоднокатаных труб из титановых сплавов [56, с. 1161–1164]; [57, с. 1079–1082]; [58, с. 278–281]; [59, с. 831–833]; [60, с. 314–317]. В пособии представлены данные для технического титана *CP Ti* с различным содержанием кислорода [56, с. 1161–1164] (в пределах российских марок BT1–00, BT1–0), псевдо- $\alpha$ -сплавов Ti–3Al–2,5V (Grade9 — аналог российского сплава ПТЗ В) [57, с. 1079–1082]; [58, с. 278–281], Ti–6Al–2Zr–1Mo–1V (TA15 — аналог российского сплава BT20) [59, с. 831–833], ( $\alpha$ + $\beta$ )-сплава Ti–3Al–2Mo–2Zr (Ti75 — аналогов в России нет) [60, с. 314–317]. На рис. 54 представлена зависимость механических свойств холоднокатаных труб размерами 12,0×1,5 мм из технического титана *CP Ti* от содержания примеси кислорода (от 0,05 до 0,15 %). Трубы получены за один проход из трубной заготовки размером 14,0×2,0 мм, в холоднокатаном состоянии (Д) и после вакуумного отжига при 620 °C в течение 2 ч (О) [56, с. 1161–1164].

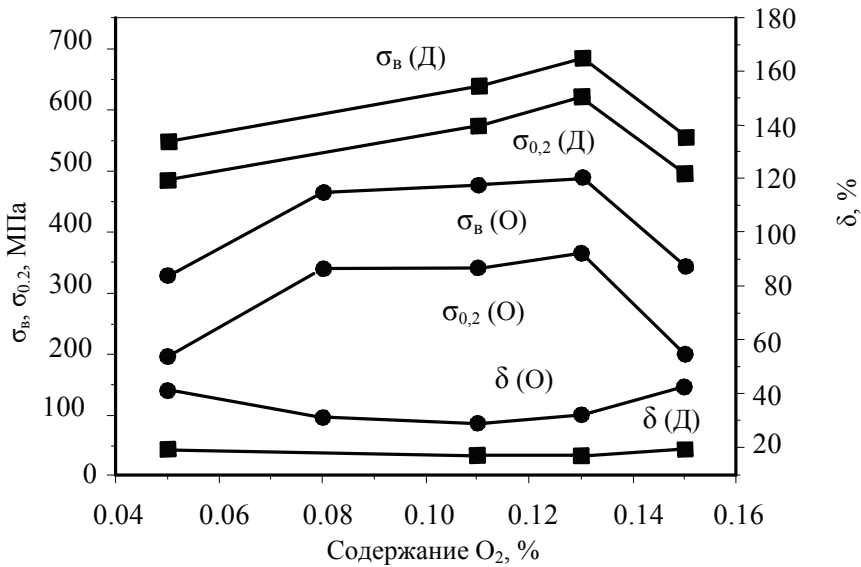


Рис. 54. Влияние содержания кислорода на механические свойства труб из технического титана в холоднокатаном (Д) и отожженном (О) состоянии [56, с. 1161–1164]

Из рис. 54 видно, что в холоднокатаном состоянии прочностные характеристики закономерно растут, а пластические снижаются с повышением содержания кислорода в сплаве от 0,05 до 0,13 %, а затем наоборот прочность снижается а пластичность растет при повышении содержания кислорода до 0,15 %. Проведение вакуумного отжига труб способствует снижению прочностных и росту пластических характеристик по сравнению с холоднокатаным состоянием, очевидно за счет развития процессов рекристаллизации. Наиболее сбалансированное сочетание прочности и пластичности в отожженных трубах получено при содержании кислорода в техническом титане в пределах от 0,08 до 0,13 мас. %.

На рис. 55 и 56 представлено изменение структуры и механических свойств соответственно в ходе отжига в интервале температур от 380 до 750 °С с охлаждением в печи холоднокатаной трубы размером 20,0×1,5 мм из сплава Grade 9 (Ti-3Al-2,5V) [57, с. 1079–1082].

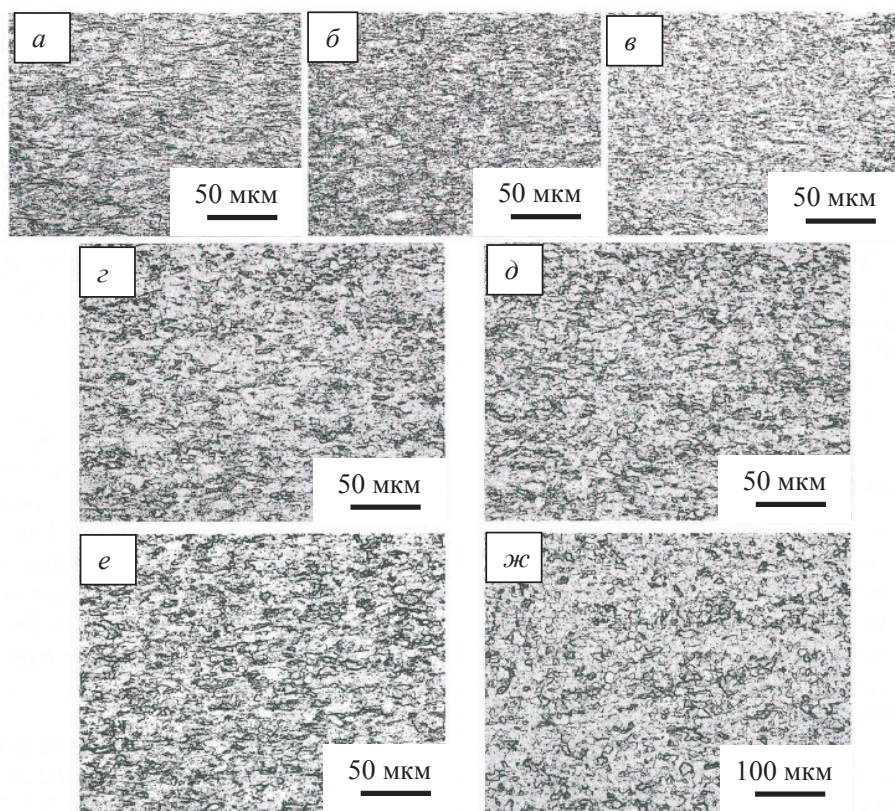


Рис. 55. Микроструктура трубы из сплава Grade9 в холоднокатаном состоянии (а) и после отжига при 380 °С (б), 470 °С (в), 550 °С (г), 650 °С (д), 700 °С (е), 750 °С (ж)

Сопоставительный анализ трансформации структуры и комплекса механических свойств холоднокатанных труб из сплава Ti-3Al-2,5V, в зависимости от температуры отжига, позволяет сказать, что в интервале температур отжига от 380 до 550 °С в волокнистой структуре холоднокатаной трубы существенных изменений не происходит и, очевидно, получают развитие только процессы возврата, не связанные с процессом рекристаллизации, снятия остаточных напряжений. Вследствие этого с повышением температуры отжига в таком интервале заметно незначительное снижение прочностных и повышение пластических характеристик трубы по сравнению с холоднокатаным состоянием. После отжига в интервале температур от 650 до 750 °С в структуре происходит развитие процесса рекристаллизации с образованием новых мелких равноосных рекристаллизованных зерен. Данный процесс практиче-

ски полностью завершается при температуре отжига 750 °С. В результате более полного развития процессов рекристаллизации с повышением температуры отжига в интервале от 650 до 750 °С фиксируется более резкое снижение прочностных и повышение пластических характеристик труб по сравнению с температурным интервалом отжига от 380 до 550 °С (рис. 57). Далее, после отжига при 750 °С труба имеет мелкозернистую рекристаллизованную структуру с высоким комплексом механических свойств:  $\sigma_B > 725$  МПа,  $\sigma_{0.2} > 640$  МПа,  $\delta > 25$  %.

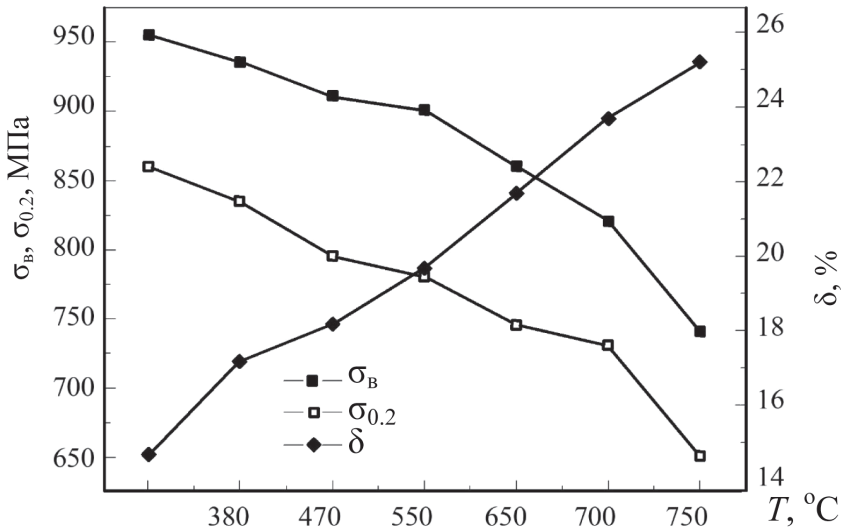


Рис. 56. Изменение механических свойств холоднокатаных труб из сплава Ti-3Al-2,5V в зависимости от температуры отжига [57, с. 1079–1082]

В работе [57, с. 278–281] также на сплаве Ti-3Al-2,5V изучено влияние степени холодной деформации при получении трубы на структуру и свойства после отжига при 750 °С в течение 1,5 ч (рис. 57 и 58). Так же как в случае, рассмотренном выше, отжиг при 750 °С способствует активному протеканию рекристаллизационных процессов в холоднодеформированной трубе. При этом увеличение степени холодной деформации способствует получению более мелкого рекристаллизованного зерна, а при степени деформации более 50 % частично сохраняется нерекристаллизованная волокнистая структура. Более полное протекание процессов рекристаллизации при отжиге после относительно малых степеней холодной деформации способствует получению минимальных прочностных и максимальных пластических характеристик



по сравнению с отожженными трубами, подвергнутыми более высоким степеням деформации. Хорошее сочетание прочностных и пластических характеристик ( $\sigma_b > 700$  МПа,  $\delta > 20\%$ ) наблюдается после холодной деформации со степенью от 40 до 50 %.

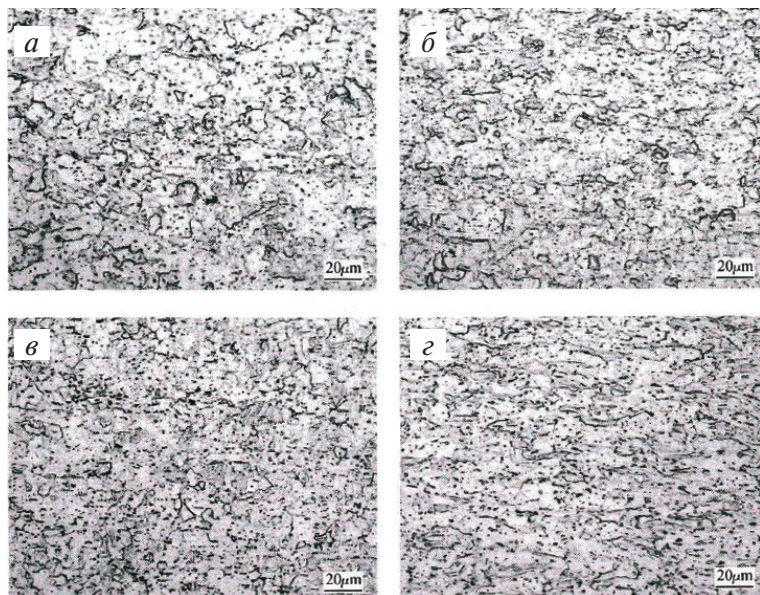


Рис. 57. Структура отожженных при 750 °С в течение 1,5 ч труб из сплава Ti-3Al-2,5V, предварительно подвергнутых холодной деформации прокаткой со степенью деформации:

*a* — 30 %; *б* — 40 %; *в* — 50 %; *г* — 60 %

Другая, по сравнению с приведенной на рис. 58, зависимость изменения механических свойств от степени деформации при отжиге 800 °С в течение 1 ч получена для холоднодеформированной трубы из сплава TA15 (Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V) (рис. 59) [59, с. 831–833]. В данном случае с повышением степени холодной деформации трубы в процессе отжига прочностные свойства уменьшаются, а пластические растут, но не наоборот, как было для сплава Ti-3Al-2,5V.

Зафиксированные различия в характере изменения механических свойств труб из представленных сплавов в первую очередь связаны с различием химического состава, что во многом определяет температурный диапазон развития процесса рекристаллизации. Сплав TA15 (Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V) содержит большее количество легирующих элементов, чем сплав Ti-3Al-2,5V и, следовательно, должен

иметь более высокую температуру рекристаллизации. Как уже отмечалось выше, сплав TA15 является аналогом российского сплава BT20, у которого температура начала рекристаллизации равна 800 °С (см. табл. 14). Именно при этой температуре проводился отжиг труб из данного сплава. Температура начала рекристаллизации сплава Ti-3Al-2,5V существенно ниже (вблизи температуры 650 °С, рис. 58), т. е. на 100 °С ниже, чем анализируемая 750 °С. Из этого следует, что в сплаве TA15 процессы рекристаллизации при отжиге 800 °С не могли быть полностью развиты и активность их протекания во многом определялась степенью предварительной холодной деформации, увеличение которой, как известно, способствует ускорению начала протекания процессов рекристаллизации. В итоге повышение степени холодной деформации в сплаве TA15 обеспечило более раннее начало рекристаллизации в трубе, деформированной на максимальную степень и более глубокое ее прохождение, по сравнению с меньшими степенями деформации, обеспечило большее снятие наклепа и, следовательно, максимальное снижение прочностных и повышение пластических характеристик.

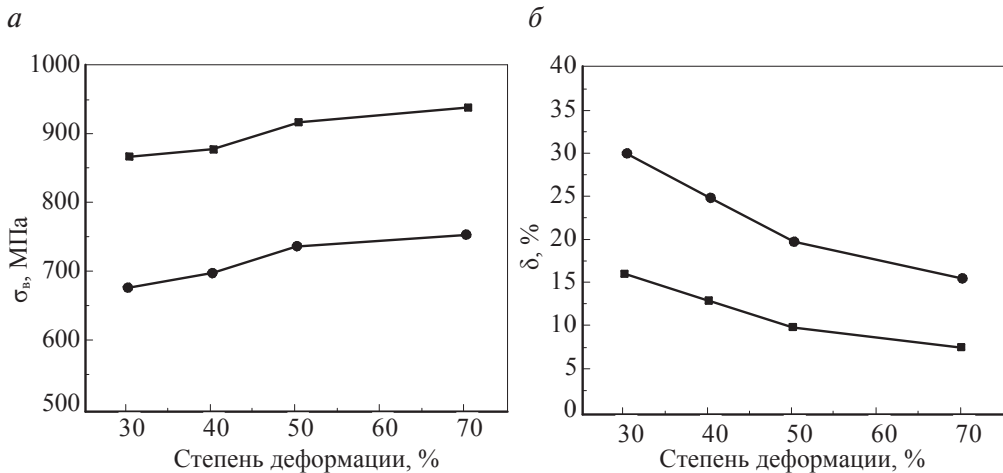


Рис. 58. Зависимость механических свойств труб из сплава Ti-3Al-2,5V в холоднодеформированном и отожженном состоянии от степени деформации:

$a - \sigma_{\text{в}}$ ;  $b - \delta$ ; —■— — холоднодеформированное; —●— — отожженное состояние

На рис. 60 приведена зависимость механических свойств холоднокатаной трубы из сплава Ti75 (Ti-3Al-2Mo-2Zr) размером 57,0×1,5 мм от степени холодной деформации и от температуры отжига [60, с. 314–317].

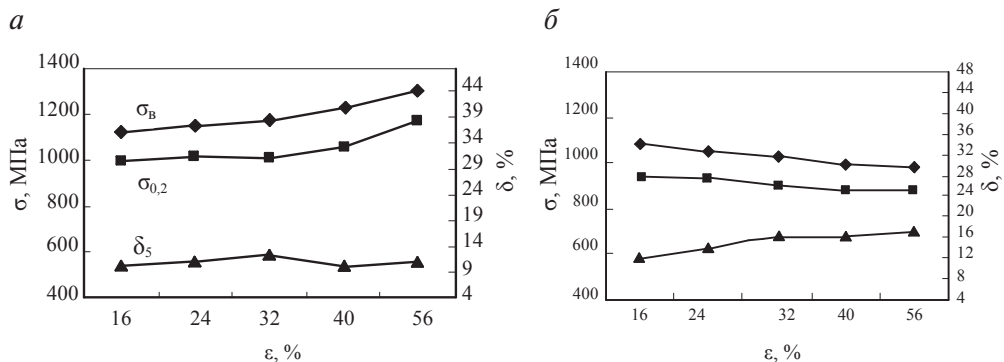


Рис. 59. Зависимость механических свойств холоднокатаных труб из сплава TA15 от степени холодной деформации трубы:

*a* — холодная деформация; *б* — холодная деформация и отжиг при температуре 800 °C

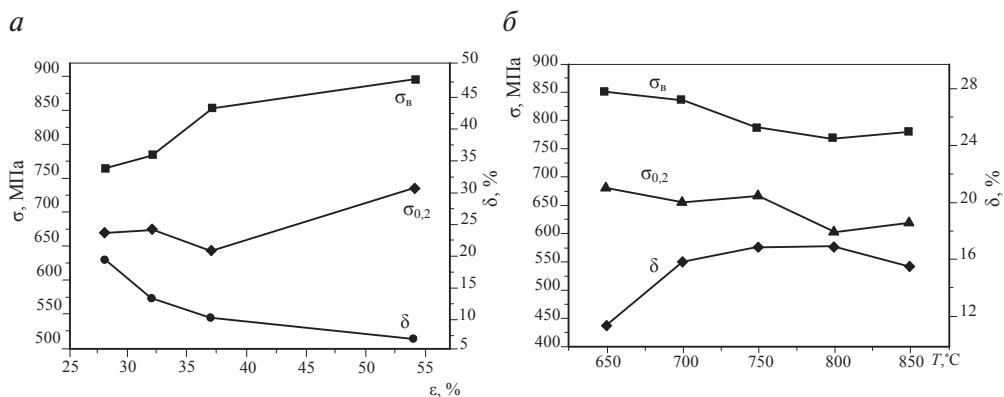


Рис. 60. Зависимость механических свойств холоднокатаных труб из сплава Ti75 размером 57,0×1,5 мм:

*a* — от степени холодной деформации; *б* — от температуры отжига [60, с. 314–317]

Как и в случае рассмотренных выше механических свойств труб из сплавов Ti-3Al-2,5V, TA15, у труб из сплава Ti75 наблюдается аналогичная зависимость изменения механических свойств от степени деформации, характеризующаяся повышением прочностных и падением пластических характеристик по мере возрастания степени холодной деформации. Наиболее резкое изменение свойств происходит при степенях деформации свыше 40 %. Что касается влияния температуры отжига на механические свойства трубы, то наблюдается характерное для рассмотренного выше сплава Ti-3Al-2,5V снижение прочностных и повышение пластических свойств по мере повышения температуры отжига. При этом оптимальное сочетание прочностных и пласти-

ческих характеристик ( $\sigma_b > 750$  МПа,  $\sigma_{0,2} > 650$  МПа,  $\delta > 15\%$ ) наблюдается после отжига в диапазоне температур от 700 до 750 °С.

Таким образом, рассмотренное влияние отжига на структуру и свойства холоднодеформированных труб из титановых сплавов различных классов показали, что полный рекристаллизационный отжиг позволяет получить в трубе мелкозернистую рекристаллизованную структуру, имеющую хорошее сочетание прочностных и пластических характеристик. Конкретный режим отжига определяется легированностью сплава и степенью холодной деформации трубы, которые определяют температурный диапазон рекристаллизации и скорость ее развития.

### Контрольные вопросы к главе 4

1. Какие виды термической обработки применяют для титановых сплавов?
2. По какой причине отжиг титановых сплавов производят в вакууме?
3. Укажите причины образования водородной хрупкости титановых сплавов.
4. Из каких принципов можно рассчитать температуру и продолжительность вакуумного отжига для снятия водородной хрупкости?
5. Какие недостатки имеет вакуумный отжиг по сравнению с обычными вариантами отжигов?
6. Дайте определение неполному отжигу. При каких температурах он проводится?
7. Дайте определение полному отжигу. При каких температурах он проводится?
8. Какие особенности необходимо учитывать при размещении полуфабрикатов в садке печи при вакуумном отжиге?
9. Что такое изотермический отжиг?
10. В каких случаях при отжиге происходит активное изменение фазового состава титановых сплавов?
11. Как влияет содержание кислорода на механические свойства титановых сплавов?



12. Как меняются механические свойства при отжиге титановых сплавов?
13. Как влияет степень холодной деформации на структуру и механические свойства титановых сплавов?
14. В каких сплавах может наблюдаться повышение прочностных характеристик во время отжига?
15. Укажите особенности изменения механических свойств при отжиге титанового сплава Ti-3Al-2,5V.

## Заключение

**В** пособии были представлены необходимые данные о кристаллической структуре и физико-механических свойствах титана и его сплавов. Рассмотрена роль примесей и легирующих элементов в формировании фазового состава сплавов титана в равновесных и неравновесных (при закалке) условиях, а также характеристика классов титановых сплавов ( $\alpha$ , псевдо- $\alpha$ ,  $\alpha+\beta$ ), используемых для производства труб. Обращено внимание на изменение силовых параметров и эволюцию структуры в ходе горячей и холодной пластической деформации сплавов титана. Подробно описаны технологические особенности производства горячепрессованных и холоднокатаный титановых труб, включая анализ используемых способов и инструмента для прессования, а также оборудования для холодной прокатки. Изложены общие сведения о термической обработке труб из титановых сплавов и влиянии ее режимов на структуру и механические свойства получаемых горячедеформированных и холоднокатаных полуфабрикатов. Все эти материалы будут полезны студентам и аспирантам при изучении разделов курсов материаловедческого профиля, связанных с технологией деформационной и термической обработки труб из титановых сплавов разных классов.

## Список библиографических ссылок

---

1. Pat. 674625, Cl. 40a, Gr. 4650/K I472 II VI. Surface modified inorganic particulate / Kroll W.J. — Appl. No EP2592167, WO2018222995; publ. 12.07.2013. — 2 p.
2. Boyer R. R. An overview on the use of titanium in the aerospace industry // Materials Science and Engineering A. — 1996. — Vol. 213, № 1–2. — P. 103–114.
3. Spurr W. F., Quist W. E. The effects of crystallographic texture on the mechanical and fracture properties of Ti-3Al-2.5V hydraulic tubing // SAE Technical Papers. — 1973. — P. 2227–2236.
4. Современное состояние производства и применение труб из титановых сплавов в атомной энергетике и судостроении / А. С. Орыщенко [и др.] // Титан. — 2018. — № 3. — С. 21–32.
5. Полуфабрикаты титановых сплавов / В. К. Александров [и др.]. — М. : ВИС, 1996. — 581 с.
6. Цвиккер У. Титан и его сплавы. — М. : Metallurgia, 1979. — 512 с.
7. Ильин А. А., Колачев Б. А., Полькин И. С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: справочник. — М. : ВИС–МАТИ, 2009. — 520 с.
8. Моисеев В. Н. Перспективы развития упрочняющей термической обработки титановых сплавов // МиТОМ. — 1977. — № 10. — С. 63–68.
9. Металлография титановых сплавов / Е. А. Борисова [и др.]. — М. : Metallurgia, 1980. — 464 с.
10. Моисеев В. Н. Современные конструкционные титановые сплавы // МиТОМ. — 1980. — № 7. — С. 29–34.
11. Колачев Б. А., Ильин А. А., Егорова Ю. Б. Физическое материаловедение. — М. : ИЦ МАТИ, 2007. — 458 с.
12. Металловедение и термическая обработка сплавов титана. Структура и свойства / А. А. Попов [и др.]. — Екатеринбург : УрФУ, 2012. — 268 с.

13. Rosenberg H. W. Titanium Alloying in Theory and Practice The Science, Technology and Application of Titanium / Edited by R. I. Jaffee, N. E. Promisel. — NY : Pergamon Press, 1970. — P. 851–859.
14. Колачев Б. А., Елагин В. И., Ливанов В. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. — М. : МИСИС, 2005. — 432 с.
15. Горынин И. В., Чечулин Б. Б. Титан в машиностроении. — М. : Машиностроение, 1990. — 400 с.
16. Водородная технология титановых сплавов / А. А. Ильин [и др.]. — М. : МИСИС, 2002. — 392 с.
17. Методика определения основных параметров прессования труб из трудно деформируемых сталей и сплавов / М. И. Медведев [и др.] // Металлургическая и горнорудная промышленность. — 2007. — № 3. — С. 56–59.
18. Беспалова Н. А., Медведев М. И., Царьков А. К. К расчету температурно-деформационных параметров прессования труб из жаростойких и жаропрочных сплавов // Современные проблемы металлургии : научный вестник Национальной академии металлургии Украины. — Днепропетровск : Системные технологии, 2008. — № 11. — С. 42–49.
19. Свидетельство о государственной регистрации программ для ЭВМ № 2015614079. Программный комплекс для определения модуля сопротивления пластической деформации и усилия прессования полых профилей из сложнолегированных сплавов / Космацкий Я. И., Баричко Б. В., Фокин Н. В. [и др.]. — № 2015611056; заявл. 25.02.2015; опубл. 20.05.2015. — 1 с.
20. Баричко Б. В., Медведев М. И., Космацкий Я. И. Сравнительный анализ двух методик определения силовых параметров прессования труб из нержавеющей сталей и сплавов // Металлург. — 2010. — № 4. — С. 52–54.
21. Крайнов В. И. Пластометрические исследования на автоматизированном цифровом пластометре : учеб. пособие. — Челябинск : Изд-во ЮУрГУ, 2004. — 95 с.
22. Баричко Б. В., Космацкий Я. И., Панова К. Ю. Технология процессов прессования: учеб. пособие. — Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2011. — 70 с.
23. Свидетельство о государственной регистрации программ для ЭВМ № 2015616366. Программный комплекс «Sigma RM» для

- определения сопротивления горячей пластической деформации и максимального усилия прессования труб из различных металлов и сплавов / Баричко Б. В., Баричко А. В., Космацкий Я. И. [и др.]. — № 2015613161; заявл. 20.04.2015; опубл. 20.07.2015. — 1 с.
24. Носова Г. И. Фазовые превращения в сплавах титана. — М. : Металлург, 1968. — 181 с.
25. Полькин И. С. Упрочняющая термическая обработка титановых сплавов. — М. : Metallurgia, 1984. — 94 с.
26. Глазунов С. Г., Моисеев В. Н. Конструкционные титановые сплавы. — М. : Metallurgia, 1974. — 360 р.
27. Технология и оборудование трубного производства / В. Я. Осадчий [и др.]. — М. : Интермет Инжиниринг, 2007. — С. 208–209.
28. Оценка влияния степени холодной деформации и термической обработки на формирование и изменение механических свойств титанового сплава Ti-3Al-2.5V / Я. И. Космацкий [и др.] // Титан. — 2016. — № 4 (52) — С. 39–44.
29. Forney C. E., Schemel H. S. Ti 3Al 2,5V seamless tubing engineering guide [Текст]. — Washington: Sandvik Special Metals Corp, 1987. — 115 p.
30. Murty K. L., Charit I. Texture development and anisotropic deformation of zircaloys // Progress in Nuclear Energy. — 2006. — Vol. 48. — P. 325–359.
31. Tenckhoff E. A review of deformation mechanism, texture and mechanical anisotropy in zirconium and zirconium-base alloys [Текст] // Journal of ASTM International. — 2005. — Vol. 2. — P. 1.
32. Hussien S., Mahmood S. T., Murty K. L. Texture and mechanical anisotropy gradients in recrystallized zircaloy TREX [Текст] // Eighth International Conference on Textures of Materials [ICOTOM8]. — [S.l.: s. h.], 1988. — P. 39–45.
33. Shemel J. H., McKenzie R. W. Pilger tooling design for texture control [Текст] // Zirconium in nuclear application. — 1974. — ASTM STP-551. — P. 39–45.
34. Rees T. W. The development and control of crystallographic texture in 3Al-2,5V titanium alloy tubing [Текст] // Criteria for current and advanced aircraft hydraulic tubing. Sp-378. — [S.l.] : Society of automotive engineers Inc, 1978. — P. 31–38.

35. Pat. 5226981, МКИ5 C22C 14/00. Method of manufacturing corrosion resistant tubing from welded stock of titanium or titanium base alloy / Steven E. Meredith, James F. Benjamin; apl. Sandvik Special Metals Corporation. — Stated 28.01.1992; publ. 13.07.1993. — 2 p.
36. Pat. 5332454, МКИ5 C22C 14/00 Titanium or titanium base alloy corrosion resistant tubing from welded stock / Steven E. Meredith, James F. Benjamin; apl. Sandvik Special Metals Corporation. — Stated 09.03.1993; publ. 26.07.1994. — 2 p.
37. Materials properties handbook: Titanium Alloys / Edited by R. Boyer, E. W. Collins, G. Welsch. — Washington: ASM International, 1994. — 1176 p.
38. Рубина Е. Б., Бецофен С. Я. Механизм пластической деформации титанового альфа-сплава титан-алюминий-ванадий // Физика металлов и металловедение. — 1990. — № 4. — С. 191–198.
39. Бецофен С. Я., Рубина Е. Б. О текучести текстурированных сплавов с ГПУ решеткой [Текст] // Изв. АН СССР. Металлы. — 1989. — № 6. — С. 152–160.
40. Закономерности формирования текстуры и анизотропии механических свойств в листах из титановых сплавов / С. Я. Бецофен [и др.] // Металлы. — 2005. — № 2. — С. 54–63.
41. Жолобов В. В., Зверев Г. И. Прессование металлов. — М. : Металлургия, 1971. — 456 с.
42. Перлин И. Л., Райтбарг Л. Х. Теория прессования металлов. — М. : Металлургия, — 1975. — 448 с.
43. Пат. 1785459 Российская Федерация, МПК<sup>7</sup> B21C25/00, B21C23/00. Устройство для непрерывного прессования металла / Довженко Н. Н., Сидельников С. Б., Загиров Н. Н. — № 4789145/27; заявл. 07.02.1990, опубл. 30.12.1992. — 2 с.
44. Производство латунной заготовки методом совмещенного литья и непрерывного прессования / В. Г. Шеркунов [и др.]. — Свердловск ; К.-Уральский : Каменскуртипсвердлоблуправление, 1990. — 30 с.
45. Прессование стальных труб и профилей / Г. И. Гуляев [и др.]. — М. : Металлургия, 1973. — 192.
46. Горячее прессование труб и профилей / Ю. В. Манегин [и др.]. — М. : Металлургия, 1980. — 272 с.
47. Шевакин Ю. Ф., Грабарник Л. М. Прессование тяжелых цветных металлов и сплавов. — М. : Металлургия, 1987. — 440 с.

48. Прозоров Л. В. Прессование стали. — М. : МАШГИЗ, 1956. — 264 с.
49. Биск М. Б., Грехов И. А., Славин В. Б. Холодная деформация стальных труб. — Свердловск : Сред.-Урал. кн. изд-во, 1977. — 232 с.
50. Колачев Б. А., Садков В. В., Талалаев В. Д. Вакуумный отжиг титановых конструкций. — М. : Машиностроение, 1991. — 224 с.
51. Колачев Б. А. Водородная хрупкость цветных металлов. — М. : Металлургия, 1966. — 272 с.
52. Колачев Б. А., Габидулин Р. И., Пигузов Ю. В. Технология термической обработки цветных металлов и сплавов. — М. : Металлургия, 1992. — С. 180–255.
53. Глазунов С. Г., Моисеев В. Н. Конструкционные титановые сплавы. — М. : Металлургия, 1974. — 368 с.
54. Структура и свойства сплавов ОТ4 и ОТ4–1 после вакуумного отжига/Б. А. Колачев [и др.] // МиТОМ. — 1972. — № 5. — С. 6–10.
55. Солонина О. П., Глазунов С. Г. Жаропрочные титановые сплавы. — М. : Металлургия, 1976. — 448 с.
56. Effect of oxygen content on the properties of commercial pure titanium tubes / Yang Yingli, Guo Dizi, Zhao Hengzhang, Su Hangbiao, Luo Yuanyuan, Lu Yafeng // Ti 2011 — Proceedings of the 12<sup>th</sup> World conference on titanium. — 2012. — Vol. 2. — P. 1161–1164.
57. Effect of heat treatment on microstructure and properties of Ti-3Al-2,5V titanium alloy tubes / Jinhui Xi [etc.] // Ti 2011 — Proceedings of the 12<sup>th</sup> World conference on titanium. — 2012. — Vol. 2. — P. 1079–1082.
58. Effect of deformation rate on microstructure and tensile properties of cold rolled Ti-3Al-2,5V alloy tube/Qiang Liao [etc.] // Ti 2011 — Proceedings of the 12th World Conference on Titanium. — 2012. — Vol. 1. — P. 278–281.
59. Microstructure and mechanical properties of TA15 titanium alloy 8 mm tube / Shang Xiuli [etc.] // Ti 2011 — Proceedings of the 12<sup>th</sup> World conference on titanium. — 2012. — Vol. 1. — P. 831–833.
60. Effects of roll processing rate and heat treatment on microstructure and mechanical properties of Ti75 alloy tube / Zhao Bin [etc.] // Ti 2011 — Proceedings of the 12<sup>th</sup> World conference on titanium. — 2012. — Vol. 1. — P. 314–317.

*Учебное издание*

**Илларионов** Анатолий Геннадьевич,  
**Космацкий** Ярослав Игоревич,  
**Горностаева** Елена Анатольевна,  
**Водолазский** Федор Валерьевич

**ДЕФОРМАЦИЯ  
И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ТРУБ  
ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ**

Редактор И. В. Коршунова  
Верстка О. П. Игнатьевой



Подписано в печать 27.09.2019. Формат 70×100/16.  
Бумага офсетная. Цифровая печать. Усл. печ. л. 11,6.  
Уч.-изд. л. 8,2. Тираж 40 экз. Заказ 275.

Издательство Уральского университета  
Редакционно-издательский отдел ИПЦ УрФУ  
620049, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 5  
Тел.: +7 (343) 375-48-25, 375-46-85, 374-19-41  
E-mail: rio@urfu.ru

Отпечатано в Издательско-полиграфическом центре УрФУ  
620083, Екатеринбург, ул. Тургенева, 4  
Тел.: +7 (343) 358-93-06, 350-58-20, 350-90-13  
Факс: +7 (343) 358-93-06  
<http://print.urfu.ru>



